

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

MARCELO LUIZ BORGES

**APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE
AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430**

Ilha Solteira
2019



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
Câmpus de Ilha Solteira

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

MARCELO LUIZ BORGES

**APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE
AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – UNESP, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira
2019

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

Borges, Marcelo Luiz.

B732a Aplicação de laser pulsado Nd:YAG na soldagem de chapas de aço inoxidável
ferrítico AISI 430 / Marcelo Luiz Borges. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2019
62 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação, 2019

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Inclui bibliografia

1. Aço Inoxidável ferrítico. 2. AISI 430. 3. Soldagem laser pulsado. 4. Nd:YAG.

Raíane da Silva Santos
Raíane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Serviço
Serviço Técnico de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
C1008 - 999



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430

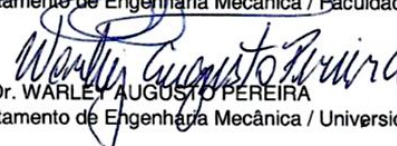
AUTOR: MARCELO LUIZ BORGES

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. WARLEY AUGUSTO PEREIRA
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de Rio Verde

Ilha Solteira, 28 de junho de 2019

DEDICO

A minha amada esposa **Anna Carlyne Jorge de Oliveira**, por me ajudar e acreditar em meus sonhos. Por estar sempre ao meu lado, apoiando-me na minha vida acadêmica e por me fortalecer nos momentos mais difíceis. Te amo sempre.

Ao meu pai **João Cícero Borges** e à minha mãe **Maria Madalena da Silva**, por acreditarem e lutar junto comigo em meus sonhos. Sem vosso apoio, carinho e amor, não estaria aqui. Amo vocês.

AGRADECIMENTOS

Ao Senhor Jesus Cristo, não conseguiria sem a sua força e poder.

A minha família que participaram todo o momento e me incentivaram a completar este desafio.

Ao meu orientador Vicente Afonso Ventrella, pela paciência, incentivo e apoio ao meu crescimento profissional ao longo desses anos.

Ao professor Ruís Camargo Tokimatsu, que colaborou desde o início deste trabalho sempre me orientando.

RESUMO

Incluído na família dos Ferríticos, o aço Inox AISI 430 é um material importante sob os aspectos econômico e tecnológico, onde, atualmente passaram a ser utilizados cada vez mais nas indústrias de diversas áreas, como: automobilística, química e de aparelhos domésticos, perante a grande possibilidade de aplicação deste material. Em geral, esse material apresenta uma baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas além de sensibilidade à corrosão intergranular. A soldagem a laser desse material faz com que ocorra um crescimento do grão, tendo, entretanto, grãos colunares, com uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede martensita junto aos contornos de grão, apresentando uma ZAT (zona afetada termicamente) perdendo sua resistência nas propriedades mecânicas. Este trabalho tem por objetivo avaliar as características do cordão de solda, realizando a análise da influência do processo de soldagem utilizando o laser pulsado Nd:YAG aplicado em soldas de chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 430, com 1,0 mm de espessura, observando as características mecânicas e microestruturais da junta soldada. Por meio da variação da taxa de sobreposição do cordão de solda se fez uma soldagem em junta de topo, com seis condições de amostras, sendo estas de valor fixo de energia de soldagem em 10 Joules, com largura temporal em 5 ms, velocidade de soldagem em 1 mm/s, tendo alteração apenas na frequência que oscilou entre 1,8 e 10 Hz, propiciando dessa forma as diferentes taxas de sobreposição, em que se teve proteção gasosa de argônio, com vazão de 15 l/min. As macrografias mostraram uma concentração de energia térmica ocasionando uma perda relativa do material durante o processo de soldagem, fazendo com que a área da seção resistente seja reduzida. Observou-se uma zona afetada termicamente macroscopicamente no metal de solda. A fratura no ensaio de tração ocorreu no metal de solda nas variações de 70%, 80% e 90% de sobreposição, nas amostras 40%, 50% e 60% de sobreposição fraturou no metal base. O ensaio de microdureza Vickers obteve-se uma média de 250 HV no metal de solda, este aumento da dureza é devido à presença de uma estrutura martensítica que ocorreu devido ao tempo de resfriamento após a soldagem.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Ferrítico. AISI 430. Soldagem Laser Pulsado. Nd:YAG.

ABSTRACT

Included in the Ferritic family, AISI 430 stainless steel is an important material in terms of economics and technology, where, today, they are increasingly used in industries such as: automobile, chemical and household appliances, possibility of applying this material. In general, such material has a low solvency, particularly if cured as austenitic, because the latter is characterized by low ductility and toughness in addition to sensitivity to intergranular corrosion. The laser welding of this material causes a growth of the grain to occur, however, having columnar grains with a gross granulation structure, presenting a martensite network along the grain boundary, presenting a ZAT (thermally affected zone), losing its resistance mechanical properties. This work aims to evaluate the characteristics of the weld bead, performing the analysis of the influence of the welding process using the pulsed Nd: YAG laser applied in welds of AISI 430 ferritic stainless steel sheets, 1.0 mm thick, observing the mechanical and microstructural characteristics of the welded joint. By means of the variation of the overlapping rate of the weld bead was made a top joint welding with six sample conditions, these being of fixed value of welding energy in 10 Joules, with time width in 5 ms, welding speed in 1 mm / s, with only frequency changes ranging from 1.8 to 10 Hz, thus giving rise to different overlapping rates, in which argon gas protection was obtained, with a flow rate of 15 l / min. The macrographs showed a concentration of thermal energy causing a relative loss of the material during the bonding process, causing the area of the resistant section to be reduced. A zone affected thermally macroscopically in the weld metal was observed. The fracture in the tensile test occurred in the weld metal in the 70%, 80% and 90% overlapping variations, in the samples 40%, 50% and 60% fracture overlap in the base metal. The Vickers microhardness test yielded an average of 250 HV in the weld metal, this increase in hardness and the presence of a martensitic structure which occurred due to the cooling time after welding.

Key-words: Ferritic Stainless Steel. Mechanical Properties. Weldability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser.....	16
Figura 2 – Conjunto para soldagem a laser.....	17
Figura 3 – Técnica de solda a laser por condução.	19
Figura 4 – Técnica de solda a laser por “Keyhole”	20
Figura 5 – Modos de soldagem à laser	20
Figura 6 – Comparação da potência entre as saídas de laser pulsado, contínuo e modulado.....	22
Figura 7 – Sobreposição no cordão de solda	24
Figura 8 – Relação entre penetração efetiva e taxa de sobreposição do cordão de solda.....	25
Figura 9 – Microestrutura de um aço inoxidável ferrítico. Grãos cristalizados de ferrita com carbonetos de cromo. Ataque químico Vilella	27
Figura 10 – Microestrutura de um aço inoxidável martensítico.....	27
Figura 11 – Microestrutura de um aço inoxidável austeníticos	28
Figura 12 – Representação esquemática de uma estrutura cúbica corpo centrado - alfa, e de uma cúbica de faces centradas – gama	31
Figura 13 – Microestrutura de um aço inoxidável duplex AISI 312.....	32
Figura 14 – Microestrutura de um aço inoxidável superduplex UNS S32750.....	32
Figura 15 – Apresentação de composição de Fe-Cr	34
Figura 16 – Retífica plana hidráulica	38
Figura 17 – Dispositivo de fixação da junta para a soldagem laser	40
Figura 18 – Chapas soldadas.....	40
Figura 19 – Sistema de soldagem por laser pulsado de Nd: YAG, modelo UW 150A41	
Figura 20 – a) Microscópio óptico, marca: ZEISS, modelo Neophot 21; b) Estereomicroscópio ZEISS - modelo Discovery v.8	42
Figura 21 – Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.....	43
Figura 22 – Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL30.000	44
Figura 23 – Desenho esquemático do corpo de prova.....	44
Figura 24 – Equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK	44
Figura 25 – Vista superior do cordão de solda	46
Figura 26 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 40%, 50%	47
Figura 27 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 60%, 70%	47

Figura 28 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 80%, 90%	47
Figura 29 – Macrografia óptica do cordão de solda: 90% taxa sobreposição.....	48
Figura 30 – Macrografia do cordão de solda com 90% de sobreposição	49
Figura 31 – Macrografia do cordão de solda com 80% de sobreposição	50
Figura 32 – Macrografia do cordão de solda com 70% de sobreposição	50
Figura 33 – Macrografia do cordão de solda com 60% de sobreposição	51
Figura 34 – Macrografia do cordão de solda com 50% de sobreposição	51
Figura 35 – Macrografia do cordão de solda com 40% de sobreposição	52
Figura 36 – Fractografia do cordão de solda com 90% de sobreposição	53
Figura 37 – Esquema utilizado para medição da microdureza Vickers	54
Figura 38 – Comparação do perfil de microdureza de todas as amostras (condições).....	55
Figura 39 – Microestrutura na ZT – zona de transição AISI 430	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Exemplos de PREN	31
Tabela 2 – Exemplos da composição química de alguns aços inoxidáveis	33
Tabela 3 – Composição química do aço AISI 430 (% peso).....	38
Tabela 4 – Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United	41
Tabela 5 – Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.....	39
Tabela 6 – Taxa de sobreposição real do cordão de solda	46
Tabela 7 – Taxa de sobreposição real do cordão de solda	48
Tabela 8 – Resultados dos ensaios de tração	52
Tabela 9 – Resultados dos ensaios de microdureza	56

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
1.1	OBJETIVOS	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1	LASER.....	15
2.1.1	Conceitos básicos de soldagem a laser.....	15
2.1.2	Material ativo.....	16
2.1.3	Fonte de bombeamento	16
2.1.4	Cavidade ressonante.....	17
2.1.5	Soldagem a laser	17
2.1.6	Solda a laser por condução	18
2.1.7	Solda a laser por penetração.....	19
2.2	MODOS DE SOLDAGEM A LASER: CONDUÇÃO E KEYHOLE.....	20
2.2.1	Laser pulsado e contínuo	21
2.2.2	Ajustes de parâmetros na soldagem a laser	22
2.2.3	Taxa de sobreposição	24
2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	25
2.3.1	Aços inoxidáveis ferríticos	26
2.3.2	Aços inoxidáveis martensíticos	27
2.3.3	Aços inoxidáveis austeníticos.....	28
2.3.4	Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação	28
2.3.5	Aços inoxidáveis duplex e superduplex.....	29
3	COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO	33
3.1.1	As alterações microestruturais na região da solda.....	36
3.1.2	Problemas de soldabilidade	37
4	MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1	MATERIAL.....	38
4.1.1	Preparação das chapas para soldagem	38
4.1.2	Parâmetros de soldagem	39
4.1.3	Soldagem das chapas	40

4.1.4	Preparação das amostras e corpos de prova	41
5	RESULTADOS	45
5.1	TAXA DE SOBREPOSIÇÃO REAL	45
5.1.1	Aporte térmico	47
5.1.2	Macrografia do cordão de solda.....	49
5.1.3	Ensaio de tração	52
5.1.4	Fractografia.....	53
5.1.5	Ensaio de microdureza vickers	54
5.1.6	Micrografia do cordão de solda.....	56
6	CONCLUSÃO.....	57
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	58
	REFERÊNCIAS	59

1 INTRODUÇÃO

Conforme exposição de Modenesi (2001), ao longo da segunda metade do século XIX, após a denominada segunda revolução industrial, ocorre descoberta das ligas inoxidáveis, propiciando com que surgissem inovações tecnológicas que fossem aplicadas aos aços inoxidáveis, especialmente com utilização de equipamentos que aplicam altas temperaturas e em ambientes corrosivos.

De acordo com registro de Karlsson (2005), os aços inoxidáveis se apresentam em cinco grandes grupos, classificados em: aços inoxidáveis ferríticos, aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis duplex, aqueles que envolvem os austeníticos e ferríticos, as composições martensíticas e os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

O grupo de aço que envolve os aços inoxidáveis ferríticos, foco deste trabalho e o aço inoxidável AISI 430 são compostos por liga de ferro, de cromo e de outros elementos que propiciam a estabilização de ferrita.

Segundo exposição de Carbó (2008), o aço inoxidável ferrítico AISI 430 é o mais popular da sua categoria, com cromo acima de 16%, tendo uma performance ótima perante a resistência à corrosão. Com uma capacidade boa no processo de estampagem superficiais, porém limitado a estampagens profundas.

Sendo um material com ótima resistência à corrosão se deve ressaltar que a definição empregada aos aços inoxidáveis é a de ligas Fe-Cr com, pelo menos, 10,50% de Cr. O AISI 430 tem um cromo superior que o mínimo exigido, na construção civil é utilizado no interior de edifícios, em áreas internas. Geralmente, em grandes cidades, em que existe elevada contaminação ambiental.

De acordo com exposição de Carbó (2008), a sociedade atualmente convive com o AISI 430 em várias de suas aplicações em utensílios domésticos, como as talheres, travessas, bem como em aparelhos domésticos como tanques de máquinas de lavar roupas, fornos micro-ondas e pias de cozinha, além de diversos equipamentos de restauração e, ainda, elevadores, placas de cozinha, coifas e em outros equipamentos automotivos, sendo também muito aplicado em revestimentos de balcões e na telefonia.

Com o crescimento tecnológico, o emprego do laser na indústria moderna vem se exapandindo rapidamente, uma ferramenta poderosa no sistema de fabricação em grande quantidade de produtos soldados.

O processo de soldagem a laser é um entre os variados processos que podem ser aplicados para junção de peças, tendo sido criado por Theodore H. Maiman ao longo da década de 1960, segundo explica Renk (2012), recebendo a designação de laser, que decorre do uso da amplificação da luz por emissão estimulada de radiação, constituindo o anagrama da expressão inglesa Light Amplification by Stimulated Emission of Radiatio.

Tendo um custo elevado em comparativo a outros processos convencionais, porém se torna um processo competitivo devido a grande quantidade na taxa de produção e excelente qualidade de união. O laser se tornou conhecido nos últimos vinte anos, por ter uma qualidade superior de calor que se espalha rapidamente por todas as áreas, enquanto os processos convencionais têm uma quantidade bem inferior de calor que é absorvida pelo material.

Conforme explicam Wetter e Rossi (2000), a soldagem realizada por uso do laser pode ocorrer por condução ou penetração, sendo a diferença entre estas decorrente da superfície da poça de fusão, tendo em vista que aplicando condução esta continua integra ao longo da execução e na penetração ocorre modificação da superfície pela penetração do feixe laser na região que esta sendo fundida.

Complementam Hel, Fuerschbach e Debroy (2003) que as técnicas de soldagem a laser também podem ocorrer de forma contínua ou pulsada, sendo a pulsada relacionada com a duração do pulso e a intensidade do feixe que se aplica à peça como parâmetros para determinar se a solda deverá ser realizada por condução ou penetração.

Os lasers mais empregados, atualmente, são os Nd:YAG e o CO₂, os dois podem funcionar de forma pulsada ou contínua e produzem faixas de potência bem distantes. O laser Nd:YAG produz potências de 3 kW enquanto que o laser CO₂ pode gerar potências maiores de 40 kW.

O sistema contínuo produz uma poça de fusão contínua e regular, o metal líquido da poça de fusão é mais estável, produzindo pequenas quantidades de respingos de solda, sendo assim, evitando que o cordão possua menor incidência de descontinuidades.

Este trabalho aplica o modo pulsado que se apresenta de forma distinta do processo contínuo, que pode aplicar elevadas potências de pico, proporcionando que a solda seja aplicada para uma variedade de materiais em comparação com o modo contínuo em faixas que se equivalem, de forma que produzem cordões de

solda com taxas de resfriamento consideradas mais altas em uma superfície afetada menor, o que propicia que seja um processo excelente para ser utilizado em peças com seções finas.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo do projeto está em expor os estudos acerca do processo de soldagem autógena por laser pulsado Nd:YAG em uma chapa com perfil de 1 mm de espessura, sendo o material de aço inoxidável ferrítico AISI 430, em que alterando os parâmetros da frequência em (Hz) e mantendo a velocidade constante em (mm/s) tem uma variação da sobreposição entre 40% a 90% da área. O intuito será analisar a redução da zona térmica afetada (ZAT) e alcançar as propriedades mecânicas mais próximas de uma chapa de mesmo material não soldada, sendo assim, melhorando a eficiência do processo e diminuindo os custos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LASER

Em uma perspectiva histórica, os primeiros trabalhos que conduziram ao processo de investigação para que se descobrisse o feixe de laser são oriundos de pesquisas realizadas por Einstein desde 1917, por meio dos quais o físico buscava estudar os fenômenos físicos de emissão estimulada e espontânea que são subjacentes ao laser.

Em 1954, de forma experimental, Townes confirmou este fenômeno por meio da aplicação e amplificação de ondas ultracurtas de maneira estimulada.

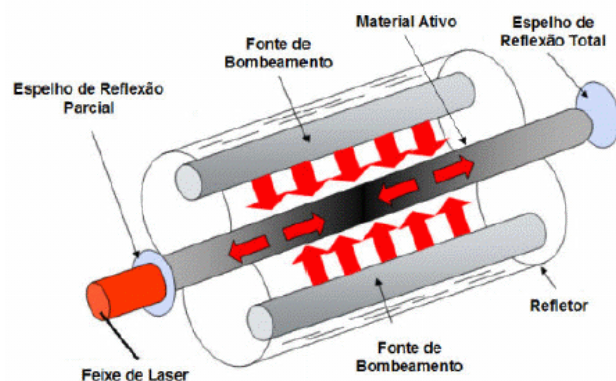
Assim, o primeiro laser foi construído em 1960 por Maiman, aplicando um sólido de rubi que foi excitado pelo uso de lâmpada fluorescente de vapor de mercúrio e filamento helicoidal.

Após esta experiência, os laboratórios da AT&T Bell buscaram desenvolver um laser gasoso de He-Ne, visto que apenas posteriormente se teria o laser de CO₂, uma vez que o feixe laser se propaga com pouca divergência, tendo como foco a orientação por óticas que não perdem ou alteram as características físicas, aspecto que propiciou o desenvolvimento deste feixe, levando a diversas formas que atualmente podem ser identificadas do sólido ao gasoso, em aplicação de comprimentos de onda em faixa de infravermelho (IF) até o ultravioleta (UV)

2.1.1 Conceitos básicos de soldagem a laser

O processo de soldagem a laser aplica uma fonte de radiação, por meio da qual um fóton emitido por um átomo excitado extrai energia de outros átomos gerando outros fótons que acabam aumentando a amplitude do campo eletromagnético inicial. Dessa forma, para que se gere tal intensidade é necessário dispor de um número elevado de átomos excitados ou passíveis de serem estimulados, envolvendo assim três elementos, como: um material ativo, uma fonte de bombeamento e uma cavidade ressonante, que podem ser visualizadas na Figura 1.

Figura 1 – Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser



Fonte: Damoulis e Batalha (2004 *apud* KAVAMURA, 2007, p. 8).

2.1.2 Material ativo

A amplificação da energia que é gerada pela fonte de bombeamento decorre do material ativo, segundo explica Kavamura (2007), sendo este material sólido, líquido ou gasoso. O material ativo sólido pode ser proveniente de um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (Yttrium Aluminium Garnet – Y3Al5O12 dopado com neodímio).

O mesmo autor complementa que o material ativo líquido ou gasoso pode ser fechado em recipiente no qual as paredes opostas são transparentes e planas, embora os materiais ativos líquidos não ultrapassem o âmbito de laboratórios, mas os gasosos já têm sido aplicados como o hélio-neônio, anidrido carbônico, argônio ionizado, bem como o CO₂.

2.1.3 Fonte de bombeamento

A fonte de bombeamento realiza a emissão de energia de forma amplificada, uma vez que é por meio desta que se alcança o feixe contínuo ou pulsado, conforme expõe Kavamura (2007). Nesse sentido, é por meio da fonte de bombeamento que o sinal pode ser pulsado ou como uma descarga elétrica que gerará o laser pulsado, embora possa ser contínuo como o arco de xenônio que envolve o material ativo.

2.1.4 Cavidade ressonante

De acordo com exposição de Kavamura (2007), a cavidade ressonante se constitui em aplicar dois espelhos paralelos, em que um tem refletividade de 100% e outro apenas parcial, o que permite com que parte da radiação seja transmitida.

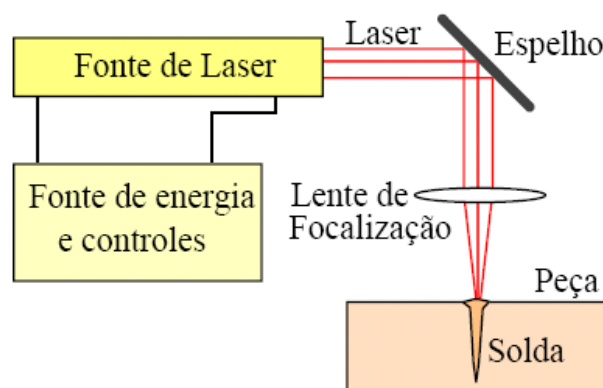
Complementa a exposição deste autor que a cavidade ressonante tem como função atuar como elemento de retroalimentação seletiva, uma vez que armazena luz que circula entre os espelhos, propiciando com que parte do sinal óptico que é emitido pelo meio ativo retorne e seja assim ampliado.

A ampliação que ocorre por meio da cavidade ressonante é coerente e resulta em um estreito feixe de luz que se direciona perpendicularmente às superfícies dos espelhos, sendo este ressonador responsável, ainda, pela distribuição da intensidade do feixe laser em exercer influência para as propriedades espectrais e de potência de radiação que é emitida.

2.1.5 Soldagem a laser

Para ser realizar a soldagem a laser necessita-se de equipamentos que sejam fonte de energia e os controles para esta, envolvendo a fonte do laser e seu sistema de refrigeração, tal como expõe a figura 2:

Figura 2 – Conjunto para soldagem a laser



Fonte: Modenesi (2011).

De acordo com o Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (1994), o feixe laser propicia uma radiação de excelente qualidade que serve para diversas aplicações, entre estas a soldagem. A soldagem realizada por meio da aplicação do

laser resulta em determinadas características que seriam impossíveis de serem alcançadas pela aplicação de outros processos, sendo a velocidade em soldagens elevadas, a ausência de contato entre a fonte de calor e o material aplicado, bem como a baixa distorção e as pequenas áreas que são afetadas pelo calor.

Conforme explica Duley (1998), forma-se uma poça líquida que permanece estável até a solidificação como resultado da soldagem a laser, tendo em vista a característica que este processo gera em criar alternância entre aquecimento e resfriamento.

O foco da solda a laser está em gerar a poça de fusão, por meio da radiação laser incidente, proporcionando um crescimento desta até atingir o tamanho esperado e que propicia a interface sólida, o que elimina a linha de junta original entre os componentes que se espera unir.

O processo de soldagem que aplica as fontes de alta intensidade podem ser desenvolvidas por meio de duas técnicas, sendo uma a fusão convencional como nos processos de soldagem, sendo denominada de condução, e outra por meio da técnica “keyhole” ou de penetração, conforme se depreende da exposição de Modenesi (2001).

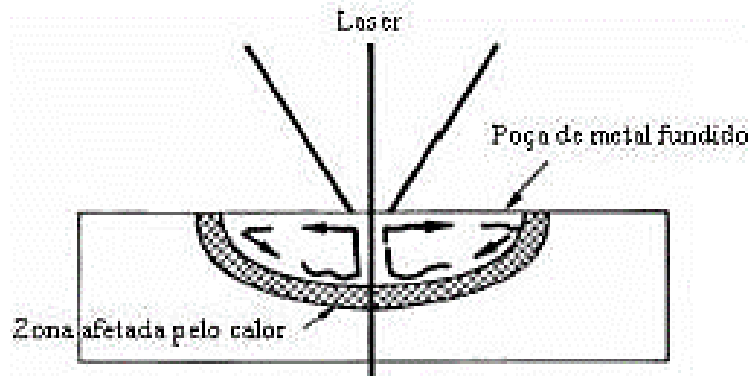
As técnicas de soldagem, podem ser executadas com a aplicação do laser de forma contínua ou pulsada, sendo estas formas as que implicam a duração do pulso e a intensidade do feixe para definição da solda em condução ou penetração, segundo exposição de Hel, Fuerschbach e Debroy (2003 *apud* MuNEKATA, 2011).

2.1.6 Solda a laser por condução

O processo de solda laser por condução ocorre o aquecimento do material até que se funda de forma que a energia do laser não se mostra suficiente para evaporar o material, conforme expõe Beretta (2005).

Assim, a energia a ser transmitida ao material aplicando a condução do calor na poça fundida, conforme se visualiza na Figura 3.

Figura 3 – Técnica de solda a laser por condução.



Fonte: Berretta (2005).

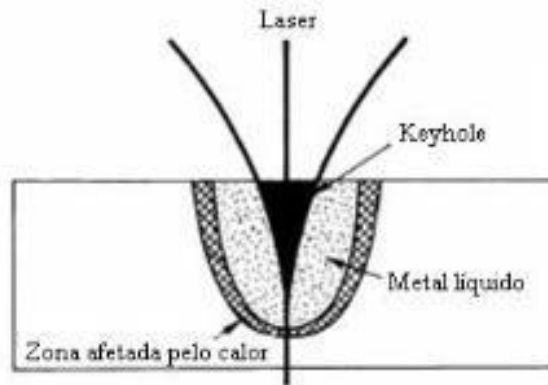
Esta técnica tem como desvantagem apresentar pouca penetração, de forma que as propriedades mecânicas da solda podem ficar prejudicadas.

2.1.7 Solda a laser por penetração

A aplicação da soldagem em técnica "Keyhole" ou de penetração tem sido utilizada quando a densidade de energia se apresenta suficientemente alta para ocorrer a junção em fusão de toda a espessura da junta, sendo necessário que ocorra uma boa absorção do feixe pela superfície em posicionamento perpendicular desta, conforme se verifica na figura 4.

Modenesi (2001) expõe que as temperaturas em uso da técnica de penetração podem ser variadas em valores extremamente altos, o que propicia maior eficiência desta técnica, uma vez que o calor acaba sendo conduzido de forma radial para fora em constituição de uma região fundida. Assim, quando o feixe laser é movimentado por sobre a peça a ser fundida, o metal fundido segue completando os espaços e se solidificando.

Figura 4 – Técnica de solda a laser por “Keyhole”



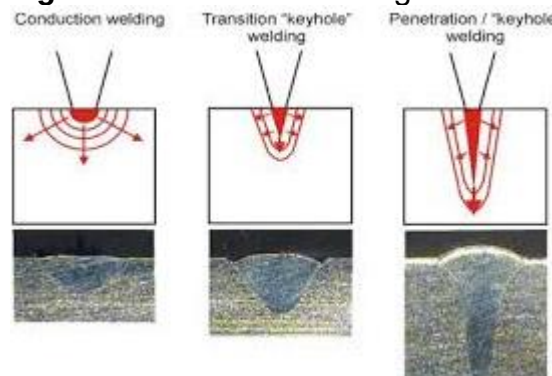
Fonte: Berretta (2005).

2.2 MODOS DE SOLDAGEM A LASER: CONDUÇÃO E KEYHOLE

O processo que envolve a soldagem a laser implica o uso de alta densidade de potência e em função deste aspecto apresenta características que são entendidas como singulares, propiciando aumento da penetração em uso de menor aporte térmico.

Conforme exposição de America (2016), a soldagem pode ser realizada por meio de três formas, que dependem da densidade de potência aplicada, denominadas de soldagem por condução, por Keyhole ou penetração e a soldagem de transição entre estes dois tipos, que podem ser verificados por meio da figura 5 com a ilustração destes modos.

Figura 5 – Modos de soldagem à laser



Fonte: America (2016).

A aplicação de baixa densidade de potência ocorre na técnica de soldagem por condução, em que a aplicada é geralmente de 0,5 MW/cm², o que gera um

cordão de solda mais largo e pouco profundo, uma vez que o calor segue da superfície para o centro do local a ser soldado.

O modo de soldagem por condução se aplica para soldagem mais estéticas ou em locais em que há preocupação com contaminação por partículas, tal como soldagem que se faz em baterias por exemplo.

A soldagem em aplicação da técnica keyhole ou penetração aplica uma alta densidade de potência, em que esta se apresenta acima de $1,5 \text{ MW/cm}^2$, o que propicia a construção de um cordão de solda mais profundo e estreito, tendo em vista que se reduz o calor aplicado ao material, da mesma forma que a zona afetada por este calor e a distorção decorrente.

Assim, a técnica keyhole aplica uma soldagem com alta velocidade, a 20 in/s, em que a penetração fica limitada a 0,5 mm, em velocidades menores que se atinge uma penetração de até 12 mm. A denominação keyhole é oriunda da coluna de material vaporizado ao centro do cordão de solda, em que a densidade de potência se apresenta muito alta vaporizando o material, o que propicia alta profundidade de penetração, o que leva ao preenchimento do espaço por metal fundido das proximidades, embora a solda possa gerar descontinuidades, mas a técnica Keyhole aplica o laser como uma forma eficiente ao material propiciando com que se tenha uma eficiência muito grande deste processo.

A combinação do modo de condução e do de penetração (keyhole) gera a transição em que se tem a densidade de potência em torno de 1 MW/cm^2 , o que propicia um cordão de solda que não surge tão largo quanto por condução, mas que tem maior penetração, segundo explica America (2016), uma vez que ocorre variação de profundidade do cordão de solda em relação à técnica de soldagem, bem como a função da densidade de potência do feixe laser.

2.2.1 Laser pulsado e contínuo

A forma como se constitui um cordão de solda decorre da técnica aplicada, podendo ser um cordão criado por vários pontos sobrepostos ou mesmo por uma solda contínua.

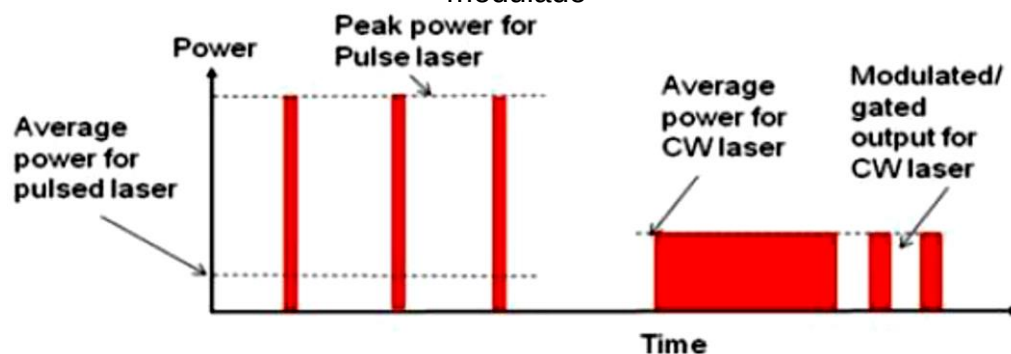
Quando se aplica a soldagem a laser em onda pulsada, esta gera uma série de pulsos que aplicam energia em dada frequência, o que propicia potência de pico maior do que a potência média.

Na soldagem aplicando onda contínua, o laser apresenta uma potência média ao ser aplicado e se torna mais difícil propiciar ondas de alta potência para laser com onda contínua, tendo em vista que em soldagem com laser Nd: YAG de 25 W se pode identificar pulsos de 5 kW por alguns milissegundos. O mesmo processo de soldagem em uso de onda contínua aplicaria um equipamento com potência de 5 kW, uma vez que podem ser gerados pulsos discretos para laser contínuos, denominados de laser de onda contínua modulada, o que permite controlar a saída dos pulsos gerados.

Assim, a potência máxima continua sendo a potência média que a onda contínua apresenta, o que impede gerar pulsos de potência elevada como em ondas pulsadas, conforme exposição de America (2016).

A seguir se faz a exposição da figura 7, em que se tem a comparação da potência fornecida por lasers de onda pulsada e contínua, expondo a saída modulada da onda contínua.

Figura 6 – Comparação da potência entre as saídas de laser pulsado, contínuo e modulado



Fonte: America (2016).

2.2.2 Ajustes de parâmetros na soldagem a laser

O processo de soldagem que se faz por meio do laser não aplica proximidade entre o cabeçote e a peça que visa ser soldada, o que permite uma grande variação em tipos de juntas e geometrias que permitem o processo de soldagem, tendo em vista que nesta condição apenas é preciso o acesso a um dos lados da junta.

A soldagem a laser é realizada de forma confiável quando o contato das peças é feito de maneira mais próxima possível, o que implica o cuidado para que as juntas de topo ou soldagens de filete sejam corretamente alinhados em relação ao

centro da junta, o que pode ser minimizado em dificuldade ao ser aumentado o diâmetro do feixe laser.

Em situações nas quais as faces das peças a serem soldadas estejam posicionadas muito distantes pode ocorrer falta de metal de solda para o preenchimento do espaço, propiciando com que ocorra falta de preenchimento no cordão de solda, segundo explica America (2016).

Dessa forma, o processo de soldagem a laser, seja em técnica pulsada ou modulada, deve seguir certos parâmetros que permitem a determinação da qualidade do cordão de solda, sendo observados a capacidade de penetração, a geometria do cordão e o aporte térmico aplicado na soldagem.

Observa-se também a potência de pico (P) que é a potência fornecida por cada pulso, sendo esta potência medida em watts (W). A largura temporal (t) implica o tempo de duração do pulso, sendo esta medida em milissegundos (ms), com o registro da frequência (f) em taxa de repetição na qual os pulsos são emitidos ao longo de um segundo, que aplica à medida em hertz (Hz), propiciando com que estes parâmetros permitam determinar a energia de cada pulso (E) em joules (J), representada pela seguinte equação 1:

$$E=P.t \text{ (1).}$$

O cordão de solda pode ser gerado por mais de um pulso aplicado, em que se pode determinar a potência média (Pm), em representação da quantidade de energia propiciada por pulsos em segundo, e medida em watts (W), conforme a equação 2:

$$Pm=E.f \text{ (2).}$$

Os parâmetros de soldagem em registro ocorrem por meio do controle da potência de pico, em controle de penetração da solda, uma vez que o ajuste fino da mesma, ao lado da largura do cordão de solda decorre da largura temporal, sendo aplicado em estabilização do cordão de solda.

A frequência de pulso se aplica para controlar o aquecimento durante o processo de soldagem, bem como o ciclo térmico no cordão desta, tendo em vista que a largura temporal propicia um cordão de solda maior por meio de uma região afetada pela temperatura em função do maior tempo de condução de calor.

Dessa forma, a potência de pico considerada como ideal envolve a maior penetração sem que ocorra expulsão do material, sendo esta soldagem de

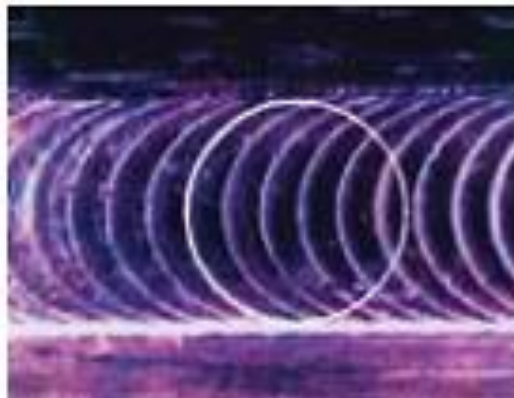
condução propiciada por menor energia de pico com maior largura temporal, o que implica redução do ciclo térmico de soldagem, conforme registra America (2016).

2.2.3 Taxa de sobreposição

O controle da taxa de sobreposição dos cordões de solda, ao aplicar o modo pulsado, envolve desenvolver uma soldagem de costura ou cordão de solda contínua, uma vez que tal tipo de soldagem se alcança por meio da velocidade linear ao mesmo tempo em que os pulsos são emitidos, tendo em vista que criam pontos de solda sobrepostos em um cordão de solda que se associa ou parece com a soldagem contínua.

De acordo com America (2016), a sobreposição de soldagem decorre do percentual com que o cordão de solda anterior fica sobreposto pelo posterior, em que uma soldagem hermética em que se aplica sobreposição implica o ideal de 80 a 90% de sobreposição. No entanto, para soldagem considerada de fixação se aplicam percentuais de 60 a 70%, propiciando uma velocidade maior para a soldagem, conforme a figura 8 demonstra como ocorre a sobreposição no cordão de solda.

Figura 7 – Sobreposição no cordão de solda



Fonte: America (2016).

A relação que se estabelece entre velocidade de soldagem (v), que se divide pelo diâmetro do pulso (D) e frequência dos pulsos (f) demonstra a taxa de sobreposição do cordão de solda, sendo está representada pela equação 3:

$$TS=1-vD.f \text{ (3)}.$$

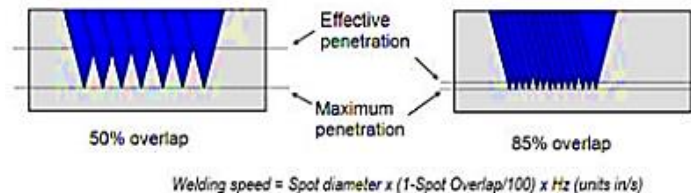
Esta mesma taxa de sobreposição (TS) pode ser avaliada por meio de imagens, aplicando a medição da distância entre os dois pulsos consecutivos (Δd) que se dividem pelo diâmetro do pulso (D), sendo está registrada por meio da equação 4:

$$TS = D - \Delta d \quad (4).$$

De acordo com America (2016), o cordão de solda se forma por meio de pulsos sobrepostos e nestes haverá diversas variações na penetração efetiva do cordão, tendo em vista que os pulsos se solidificam aplicando um formato de cone, o que acaba por deixar uma região vazia mais profunda em cada pulso, segundo demonstra a figura 8.

Assim, em busca de minimizar tal situação, a soldagem pode ser realizada nos dois lados da junta, o que permite que a profundidade de penetração seja suficiente para cobrir os vazios que são decorrentes do primeiro cordão, sendo estes sobrepostos pelo segundo cordão.

Figura 8 – Relação entre penetração efetiva e taxa de sobreposição do cordão de solda



Fonte: America (2016).

2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os Aços Inoxidáveis são oriundos de uma classe recentemente provida de materiais, que surgiram no início do século XX, sendo estas as ligas fundamentadas em ferro (Fe), que contém cromo (Cr), às vezes, níquel e outros elementos de liga como Mo, Cu, N, S. Um aço é inoxidável, quando possui uma solução sólida de liga de Cr superior a 10,5% em massa. Quando comparados, o ferro e o cromo e, consequentemente, expostos em contato com o oxigênio, é gerada uma camada muito fina de óxido na superfície dessas ligas, fazendo com que essa camada atue como um bloqueio invisível, impenetrável e aderente, bloqueando a oxidação e a corrosão no metal apresentado por meio de diversos reagentes (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis contêm algumas particularidades como resistência a corrosão, resistência a altas e baixas temperaturas, ductilidade, etc. Este aspecto faz com que o material seja empregado em várias áreas, mas quando a camada de óxido é danificada ela perde suas propriedades, o material sofre o processo de corrosão.

Segundo Noble (1993), os aços inoxidáveis se dividem em cinco grupos:

- Aços Inoxidáveis ferríticos;
- Aços Inoxidáveis martensíticos;
- Aços Inoxidáveis austeníticos;
- Aços Inoxidáveis endurecidos por precipitação;
- Aços Inoxidáveis duplex.

2.3.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Os denominados aços inoxidáveis ferríticos são compostos de uma liga de ferro e cromo, que se mostram passíveis de fusão em altas temperaturas, sendo registrado que deve esta liga ter entre 12 a 30% de cromo e baixo teor de carbono. Este tipo de aço não é endurecido por têmperas porque não podem ser austenizados, uma vez que apresentam excelente resistência direcionada para a corrosão, mesmo em elevadas temperaturas.

A ductilidade e a tenacidade podem ser consideradas satisfatórias em soldagem destes aços, visto que o crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZAT) e precipitação nos contornos de grão. Os fenômenos descritos ocorrem em face da tenacidade e resistência para a corrosão, empregado na produção de eletrodomésticos, bem como cubas e demais utensílios direcionados para laboratórios e cozinhas, sendo aplicados em altas temperaturas.

A microestrutura do aço inoxidável ferrítico é demonstrada na Figura 9.

Figura 9 – Microestrutura de um aço inoxidável ferrítico. Grãos cristalizados de ferrita com carbonetos de cromo. Ataque químico Vilella



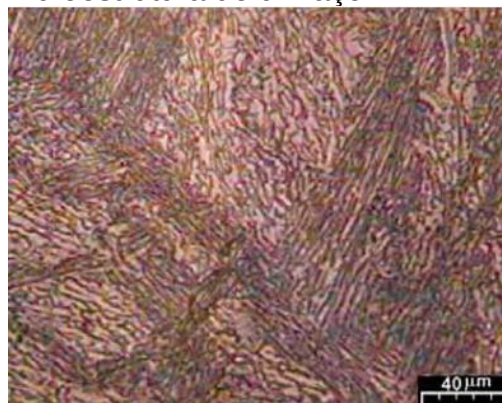
Fonte: Giraldo (2006).

2.3.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Este tipo de aço tem como principais elementos de liga o carbono inferior a 0,1%, cromo entre 12 e 18%, e esses aços apresentam em temperaturas elevadas a microestrutura austenítica, mas quando resfriado, aceleradamente, a austenita se torna em martensita, este resfriamento acelerado é realizado quando há necessidade de adquirir dureza muito mais alta. São empregados, geralmente, na fabricação de facas e tesouras. A sua resistência à corrosão tende a ser menor do que a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos.

A microestrutura de aço inoxidável martensítico é demonstrada pela figura 10.

Figura 10 – Microestrutura de um aço inoxidável martensítico



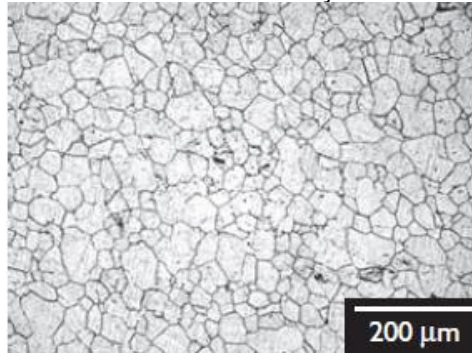
Fonte: Lima, Strobil Filho e Mariano (2007).

2.3.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Tais aços se apresentam produzidos em máxima escala, pois estes aços possuem excelente propriedade de impacto a baixas temperaturas, e a temperatura de trabalho pode chegar a 760°C, sendo frequentemente utilizados em atmosferas ácidas ou salinas. Além dos elementos, que proporcionam a austenita, o níquel é o mais importante, além disso, o carbono, o cobre e o nitrogênio são os autores, que possibilitam a austenita (PEREIRA, 2012). Este aço apresenta ótima tenacidade e ductilidade, boa deformação plástica e seu preço é maior em relação aos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos. Independentemente de o preço ser mais alto, este aço apresenta boa conformabilidade e soldabilidade, fazendo com que tenha redução no custo comparado com outras associações de aços inoxidáveis (CASTELETTI; LOMBARDI NETO; TOTTEN, 2008).

A figura 11 exemplificativa da microestrutura de aço inoxidável austenítico.

Figura 11 – Microestrutura de um aço inoxidável austeníticos



Fonte: Campos *et al.* (2009).

2.3.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

De acordo com exposição de Krauss (1990), os aços inoxidáveis apresentam pouca ductibilidade e tenacidade, tanto os aços ferríticos como os austeníticos demonstrarem limitada resistência mecânica, assim sendo necessário o desenvolvimento de um aço mais forte, que apresentasse alta resistência como os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

Dessa forma, explicitam Pekner e Bernstein (1977), que este tipo de aço apresenta alta resistência que é produzida por meio de um tratamento térmico, que

ocorre por meio de endurecimento por precipitação, sem que se perca a ductibilidade e resistência direcionada para a corrosão.

2.3.5 Aços inoxidáveis duplex e superduplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são ligas fundamentadas no conjunto ferro-cromo-níquel, duplex é a descrição para ligas que contém duas fases, são de estruturas mistas diferenciando a austenita, que é composta de uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e ferrita composta de uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), essas estruturas são projetadas para conterem 50% de ferrita e 50% de austenita, dispõem de uma característica interessante, que é a baixa quantidade de carbono girando abaixo de 0,03% em peso (SOLOMON; DEVINE JR., 1993).

Informações registram que, em 1933, na Companhia Jacob Holtzer na França, houve um erro na formulação de elementos de liga durante a fundição de um aço, resultando na origem dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos. O aço a ser produzido continha uma combinação de 18%Cr, 9%Ni e 2,5%Mo, porém devido ao erro de formulação, sucedeu em uma composição química de 20%Cr, 8%Ni e 2,5%Mo, esta diferença de 2% de aumento do Cr e 1% menor em relação ao Ni teoricamente pequena, resultou em um crescimento significativo de ferrita em uma matriz austenítica (CHARLES; BERNHADSSON, 1991).

A fabricação dos aços compostos por ferrita e austenita foram desenvolvidos na possibilidade de obter um aumento das propriedades contra corrosão e conformação mecânica, algo que os aços austeníticos precisavam aperfeiçoar para atender as indústrias farmacêuticas, petroquímicas, etc. (GIRALDO, 2001).

Os elementos de liga que integram o AID e o AISD beneficiam a ferrita ou a austenita, no caso da criação de ferrita são utilizados elementos de liga como o Cr, Mo, Si, V, Nb, Ti, etc., já para a produção da austenita são utilizados Ni, N, C, Mn, Cu, etc., a composição entre esses elementos influi, diretamente, na microestrutura do material (PINTO, 2009).

De acordo com *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels* (2009), logo abaixo é mostrado o resultado das ligas mais significativas sobre as propriedades mecânicas, físicas e de corrosão de aços inoxidáveis duplex.

O aço inoxidável precisa da presença de cromo em um percentual em torno de 10,5% para formar uma camada, que se apresente suficiente em proteção direcionada para a corrosão atmosférica, assim, elevados teores de cromo associado com níquel surgem como necessários para a formação de estrutura duplex, aquela que envolve o austenítico e ferrítico.

Dessa forma, existe um mínimo de 16% de cromo em aços inoxidáveis austeníticos e até 20% de cromo em aços duplex, uma vez que este componente demonstra a resistência direcionada para a oxidação em altas temperaturas.

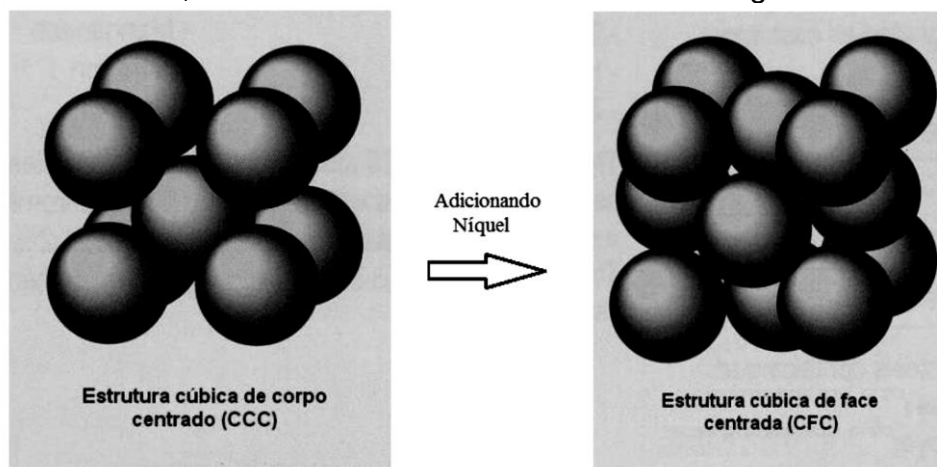
Em presença de cromo, em um mínimo de 18%, no aço inoxidável é possível a adição de molibdênio, com foco em que este se torne em cerca de três vezes mais efetivo contra a corrosão, uma vez que implica o aumento de resistência do aço inoxidável perante corrosão.

Os aços inoxidáveis e duplex, que recebem a adição de nitrogênio, se apresentam capazes de ter maior resistência frente aos aspectos de corrosão, bem como em força por meio da tenacidade, uma vez que o nitrogênio propicia com que ocorra atraso na formação de intermetálicos de forma que ocorre o processamento e fabricação de aços duplex.

Os aços inoxidáveis ferríticos quase não apresentam quantidade de níquel, no entanto, este componente ao ser adicionado na liga de aço se apresenta com a função de estabilizador de austenita em propiciar variação de estrutura cúbica, de forma diversa do aço inoxidável duplex, que apresenta uma maior quantidade de níquel, sendo este em percentual de 1,5 até 7%, tendo em vista que este elemento químico permite um retardo na formação de fases intermetálicas.

Os aços inoxidáveis austeníticos utilizam o níquel na liga para que tenham mais tenacidade, tanto como aumento em aços duplex, cujo aumento em resistência decorre da comparação com aços inoxidáveis ferríticos.

Figura 12 – Representação esquemática de uma estrutura cúbica corpo centrado - alfa, e de uma cúbica de faces centradas – gama



Fonte: Callister Junior (2000).

A desigualdade entre os AID e AISD representa nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio. Tem uma possível forma de diferenciá-los por meio da especificação do número de resistência semelhante aos pites PREN "pitting resistance equivalent number" que traduzido 'Número equivalente de resistência a pites', que no caso do aço inoxidável dúplex tem valor cerca de 30 e 40, já nos aços inoxidáveis super dúplex este valor deve ser maior ou igual a 40. Este valor do PREN está relacionado exatamente a três elementos de liga, sendo estes: Cr, N e Mo, calculados pelas equações 5 e 6 (SEDRIKS, 1996).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (5).$$

$$\text{PREW} = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad (6).$$

Exemplos de PREN são apresentados na tabela 1.

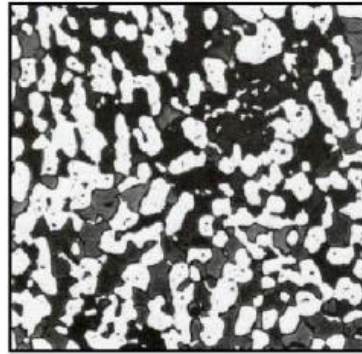
Tabela 1 – Exemplos de PREN

Material	Classificação	PREN
Aço inox. austenítico	316	28
Aço inox. duplex	S31803	38
Aço inox. superduplex	S32750	43

Fonte: Sedriks (1996).

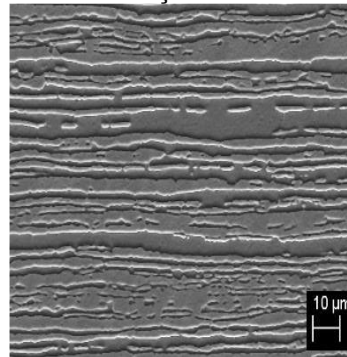
As Figuras 13 e 14 demonstram a microestrutura de aço inoxidável duplex e superduplex.

Figura 13 – Microestrutura de um aço inoxidável duplex AISI 312



Fonte: Cortés *et al.* (2004).

Figura 14 – Microestrutura de um aço inoxidável superduplex UNS S32750



Fonte: Franzini (2016).

3 COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

De acordo com exposição de Welding Handbook (1991), os aços inoxidáveis ferríticos se mostram como ligas compostas de ferro e cromo, bem como alumínio, nióbio, molibdênio e titânio que não propiciam a composição de austenita.

A temperatura ambiente destes aços se forma em uma matriz de ferrita, em solução sólida do cromo com outros elementos da liga de ferro, em uma estrutura cúbica centrada, sendo que nesta fase a liga pode conter uma pequena quantidade de carbono e de nitrogênio, vistos como elementos intersticiais, que ficam de forma prematura presentes nos carbonetos e nitretos de cromo, conforme registros de Modenesi (2001).

Os aços inoxidáveis ferríticos têm composição química distinta, conforme registra a tabela 2.

Tabela 2 – Exemplos da composição química de alguns aços inoxidáveis

Tipo	Composição Química (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
405	0,08	1	1	11,5 - 14,5	-	0,04	0,03	0,10 - 0,30 Al
409	0,08	1	1	10,5 - 11,75	-	0,045	0,045	Ti min - 6x%C
430	0,12	1	1	16,0 - 18,0	-	0,04	0,03	-
434	0,12	1	1	16,0 - 18,0	-	0,04	0,03	0,75 - 1,25 Mo
442	0,2	1	1	18,0 - 23,0	-	0,04	0,03	-
444	0,025	1	1	17,5 - 19,5	1	0,04	0,03	1,75 - 2,5 Mo; 0,035 N Max; (Cb+Ta)Min - 0,2+4(%C+%N)
446	0,2	1,5	1	23,0 - 27,0	-	0,04	0,03	0,25 N
026-1	0,06	0,75	0,75	25,0 - 27,0	0,5	0,04	0,02	0,75 - 1,50 Mo 0,020 - 1,0 Ti 0,04N; 0,2 Cu

Fonte: Welding Handbook (1991).

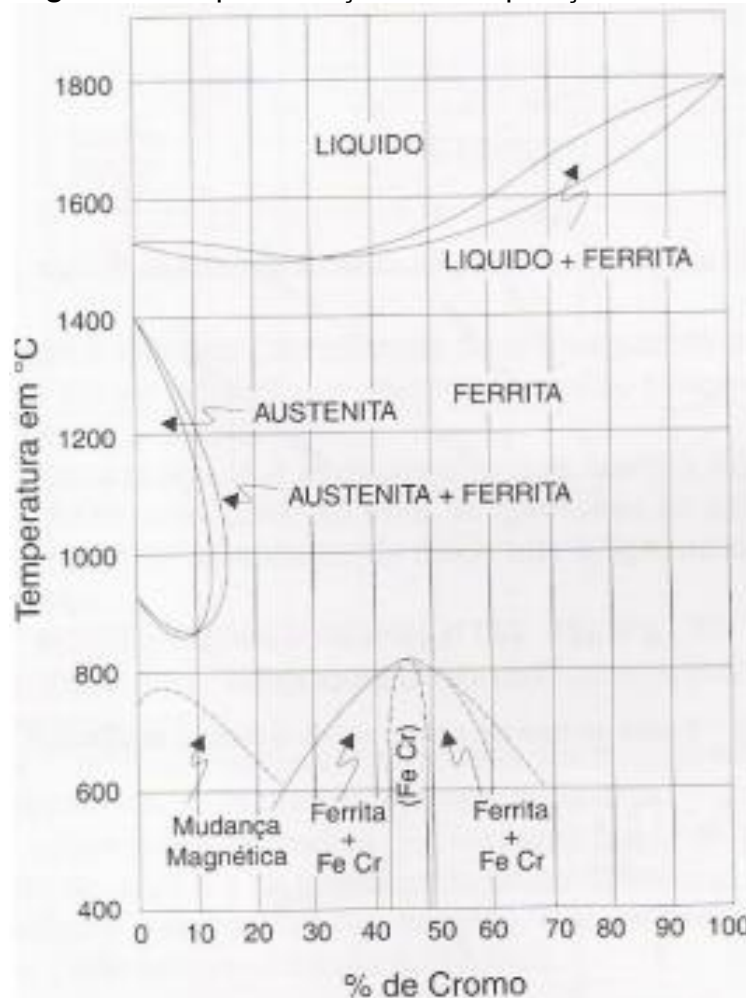
De acordo com a tabela 2 pode-se verificar que os elementos principais do aço é o cromo, sendo este elemento químico essencial para um estudo de equilíbrio entre o ferro e o cromo.

A ferrita precisa do cromo como um componente considerado como alfacênico para propiciar a devida estabilização do aço, e perante esta

particularidade a temperatura de existência da austenita em faixas de temperaturas que implicam teores superiores a 7% de cromo que se elevem a teores acima de 13%, de maneira que a austenita não se forma, sendo raciocínios válidos para as ligas binárias que envolvem o ferro e o cromo, conforme se verifica na figura 15 abaixo.

Modenesi (2001) expõe que os aços inoxidáveis apresentam ainda elementos químicos diversos em pequena quantidade, sendo a frequência destes elementos denominados de gamagenicos o que produz a resistência e subsistência da austenita em grandes teores de cromo, o que permite que haja uma alteração na presença da ferrita em alta temperatura, sendo registrada está entre 900 a 1200°C, para os aços inoxidáveis ferríticos, cujos teores de cromo sejam maiores que 13%.

Figura 15 – Apresentação de composição de Fe-Cr



Fonte: Chiaverini (2002).

Segundo explica Welding Handbook (1991), os aços inoxidáveis ferríticos apresentam três tipos de produções sendo estas numeradas em 430, 442 e 446,

uma vez que o cromo se apresenta como o elemento que serve de base para a estabilização da ferrita e do cromo, sendo estes aços sujeitos ao processo de corrosão após a soldagem, quando não se faz o devido tratamento térmico em seguida ao processo de soldagem.

Em complementação a esta explicação, Davis (1994) diz que a liga padrão do aço é o tipo 430, que apresenta 0.12 max C – 17 Cr, tendo como temperatura de 1030°C o ponto de coincidência entre ferrita e austenita, para o qual o resfriamento gera o surgimento de carbonetos. Complementa o autor que em 920°C ocorre o desaparecimento da austenita e apenas a ferrita e os carbonetos permanecerão na temperatura ambiente em condição de estabilidade.

A fragilidade da presença da austenita demonstra que apenas tem efeito de retardo no crescimento de grão, sendo tal produção de ferrita o motivo pelo qual a austenita aparece em elevada temperatura, e motivo pelo qual a austenita pode ser transformada em martensita em condições de soldagem.

Os tipos de aços inoxidáveis ferríticos que apresentam teores menores de cromo, de carbono e de nitrogênio se apresentam em forte existência de elementos que constituem a ferrita na fusão, sendo a criação de aço em protótipo com características em que o titânio e nióbio se estabelecem ao lado do carbono e nitrogênio, propiciando a construção de carbonetos e nitretos, permitindo que o cromo fique livre na solução em diminuição de quantidade de carbono presente na composição sólida, uma vez que o titânio se mostra como o integrante ferritizante.

A liga semelhante denominada pelo tipo 405 se mostra parecida com o aço estabilizado com alumínio relacionado com o nitrogênio, que não se combina com o carbono, uma vez que o alumínio é outro ferritizante, sendo os carbonetos e nitretos produzidos por meio da inclusão de estabilizantes que se destinam a construção de resistência ao crescimento de grão em produção de aços inoxidáveis ferríticos.

Welding Hadbook (1991) explica que estes aços ferríticos, mesmo em soldagem ou tratamento térmico propiciam resultados em pequena parte de martensita, tendo este tipo de aço o que apresenta baixa tenacidade.

Os aços inoxidáveis ferríticos passaram a ser produzidos a partir de 1970 por meio de técnicas de descarbonetação, uma vez que os níveis de carbono e de nitrogênio se mostram menores em 0,02%, sendo os estabilizadores como titânio ou nióbio, que são adicionados para combinar elementos, que sejam intersticiais.

Em exposição de Welding Handbook (1981), os tipos de aços 444 tem como foco a produção de liga sujeita a corrosão intergranular, após o processo de soldagem, resultando em uma melhor tenacidade e resistência em condições que apresentam o cloreto para descontinuidades de corrosão.

Atualmente, as indústrias desenvolvem novos aços inoxidáveis ferríticos em face de terem um custo mais baixo, tendo ótima resistência contra a corrosão, bem como em resistência direcionada para a abrasão em meios úmidos, mesmo que seja em bom nível de características mecânicas.

3.1.1 As alterações microestruturais na região da solda

Modenesi (2001) expõe que metal base é aquecido a temperaturas entre a ambiente e a de fusão do material (próxima a 1500 °C), possibilitando a ocorrência de algumas das alterações. A ZF, quando sua composição é similar ao metal base, com uma estrutura de grãos colunares grosseiros. Caracteriza-se, a seguir, a microestrutura da região da solda dos aços inoxidáveis ferríticos separando-se estes materiais em dois grupos:

Aços parcialmente transformáveis: Correspondem à porção da ZAT que foi quecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão da ferrita e, após resfriamento nas condições usualmente encontradas em soldagem, transforma-se em martensita.

Região de crescimento de grão: corresponde à região da ZAT aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizado por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior reprecipitação dos carbonetos e nitretos presentes. Durante o resfriamento, pelo afastamento da poça de fusão, esta região da ZAT atravessa o campo bifásico, de modo que austenita é formada preferencialmente nos contornos dos grãos, em geral com estrutura de placas do tipo “Widmanstätten” (com a morfologia de agulhas ou placas). A temperaturas mais baixas, esta austenita pode se transformar em martensita.

Zona fundida: caso a composição química da zona fundida seja igual a do metal base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região de crescimento do grão, tendo entretanto grãos colunares.

De uma maneira geral, a solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede martensita junto aos contornos de grão e precipitados finos de carbonetos e nitretos nos contornos e no interior dos grãos.

3.1.2 Problemas de soldabilidade

Segundo Modonesi (2001), os aços inoxidáveis ferríticos apresentam, em geral, uma baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade têm limitado, até recentemente, a aplicabilidade destes aços em estruturas soldadas. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa em aços com maiores teores de cromo e elementos intersticiais e a sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de elementos intersticiais e menores teores de cromo.

Aços inoxidáveis ferríticos com cerca de 12-13% Cr (AISI 409) podem, em geral, ser soldados de forma a se obter propriedades adequadas. Já aqueles com teor de cromo mais elevados (AISI 430, 442, 446, etc.) são mais sensíveis a problemas de fragilização durante a soldagem. Este efeito é mais pronunciado em aços com maiores teores de elementos intersticiais.

Segundo Thielsch (1951) apud Modenesi (2001) a fragilização da região da solda é devido a formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferrítico, no caso de ligas com maiores teores de intersticiais, granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão da ZAT e na zona fundida, quando a ZF for também aço inoxidável ferrítico e ocorrência de "fragilização a alta temperatura", proposta por Thielsch em 1951 e relacionada com a reprecipitação de carbonitretos em uma forma muito fina após soldagem.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizados o processo de soldagem, a preparação de amostras, bem como as macrografias e as micrografias na Universidade Estadual Paulista – Júlio de Mesquita Filho – Campus de Ilha Solteira (UNESP).

O corte das chapas e a confecção dos corpos de prova e o ensaio de tração, foram feitos no Instituto Federal de São Paulo – Campus de Votuporanga (IFSP).

4.1 MATERIAL

Este estudo aplicou material em chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 430, com 1,0 mm de espessura, tendo em sua composição química a base exposta pela tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do aço AISI 430 (% peso).

Tipo	Composição Química (%)							Outros
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	
430	0,12	1	1	16,0 - 18,0	-	0,04	0,03	-

Fonte: Welding Handbook (1991).

4.1.1 Preparação das chapas para soldagem

Na Oficina Mecânica da Unesp – Ilha Solteira foi realizado o corte das chapas para que se fizesse a retificação da superfície em busca de gerar um contato entre as duas faces da junta e os materiais, sendo a Figura 16 representativa da retífica plana hidráulica que se aplicou para retificação das placas.

Figura 16 – Retífica plana hidráulica



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.2 Parâmetros de soldagem

As chapas tiveram posicionamento em junta de topo, sem abertura de raiz com enfoque em avaliar a influência do aporte térmico, sendo soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm em ângulo de 90°. Aplicou-se potência de pico de 2 kW, com energia de pulso (EP) mantida fixa em 10J, com largura temporal (LT) de 5 ms, utilizando-se velocidade de soldagem (VS) de 1 mm/s e frequência variável.

Por meio destas aplicações se alcançaram amostras com taxa de sobreposição de 40, 50, 60, 70, 80 e 90%, em que os parâmetros de soldagem a laser aplicados surgem descritos na tabela 5, sendo também ilustrados pela Figura 18.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada

Amostra	Potência de Pico (KW)	Largura Temporal (MS)	Energia do Pulso (J)	Velocidad e Soldagem (mm/s)	Taxa de sobrepos ição (%)	Frequênc ia (Hz)	Aporte Térmico (kJ/mm)	Largura médio do Cordão (mm)
CP 01	2	5	10	1,0	40	1,8	0,18	1,09
CP 02	2	5	10	1,0	50	2,2	0,22	1,09
CP 03	2	5	10	1,0	60	3,0	0,30	1,08
CP 04	2	5	10	1,0	70	4,5	0,45	1,07
CP 05	2	5	10	1,0	80	9,0	0,90	1,00
CP 06	2	5	10	1,0	90	10	1,00	0,99

Fonte: Elaborado pelo autor.

A relação estabelecida foi entre o aporte térmico, a geometria do cordão de solda, a presença de descontinuidades, a microestrutura e propriedades mecânicas. Estes são os aspectos analisados, cujos resultados experimentais são expressos, uma vez que as amostras foram preparadas com foco em propiciar a mesma condição superficial das chapas e um acabamento homogêneo.

Conforme demonstra a Figura 17, as amostras foram fixas aplicando um dispositivo que propiciava o contato da junta, e as chapas foram limpas aplicando-se acetona para eliminar impurezas destas antes de realização das soldagens.

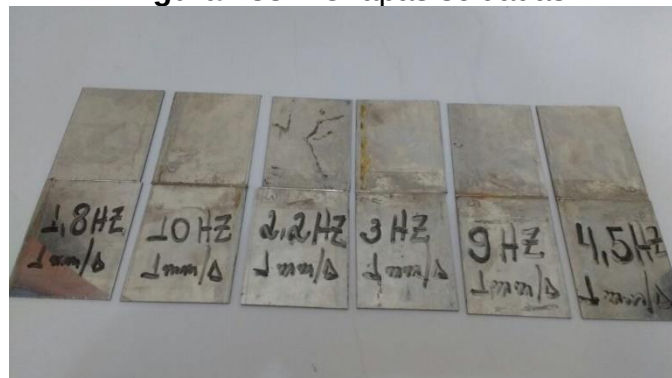
Figura 177 – Dispositivo de fixação da junta para a soldagem laser



Fonte: Elaborado pelo autor.

O cordão de solda pode ser observado no centro das chapas, sendo estas de aço inoxidável AISI 430, conforme demonstra a figura 18, expondo em cada uma a condição de sobreposição.

Figura 188 – Chapas soldadas



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.3 Soldagem das chapas

No Laboratório de Soldagem a Laser do Departamento de Engenharia Mecânica da FEIS UNESP foi utilizado para desenvolver as soldagens, em aplicação do sistema laser, em estado sólido Nd:YAG, modelo UW 150^a, da United Winners, aplicando o sistema pulsado, com arranjo experimental, cujos detalhes são exemplificados na figura 19.

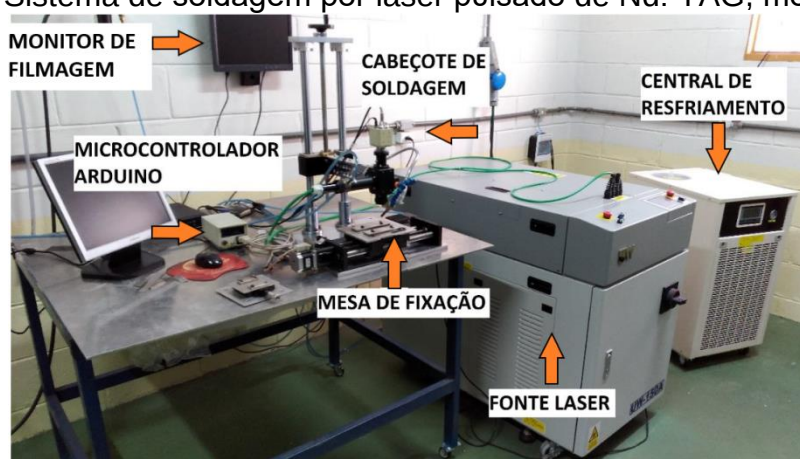
As características de Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A da United Winners é exposta na tabela 4.

Tabela 5 – Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United

Modelo	UW 150 A
Tipo de laser	Nd: YAG
Comprimento de onda	1064nm
Potência máxima do laser	150W
Potência de pico	7KW
Energia máxima do pulso	80J
Largura do pulso	0,5 a 30ms
frequência	1 a 300Hz
Sistema de Posicionamento	Diodo laser vermelho e câmera CCD

Fonte: United Winners (2010).

Figura 199 – Sistema de soldagem por laser pulsado de Nd: YAG, modelo UW 150A



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.4 Preparação das amostras e corpos de prova

O desenvolvimento do ensaio de dureza utilizou a aplicação de baquelite (fenol-formaldeído) com cura quente, propiciando a observação macro e microscópica em moldes plásticos que tinham 25 mm de diâmetro.

Após realizou-se o lixamento das placas, aplicando a lixa grana 320, seguidas de lixas granas 400, 600, 1200, 1500 e finalizando com a 2000, por meio de uma politriz da marca Struers modelo DP-10. Depois deste processo, fez-se o polimento com alumina 1 μ m e 0,5 μ m, seguido da realização de ataque eletrolítico com ácido Vilella em imersão do corpo de prova em tensão de 6 Vcc ao longo de dois minutos, sendo posteriormente aplicados banhos ultrassônicos, que se destinaram a remoção de resíduos químicos que pudessem ter ficado na superfície das placas de amostras.

Por meio da utilização de um Microscópio Óptico (MO) da marca Carl Zeiss, modelo Neophot 21, que pode ser visualizado na figura 20 (a), foi realizada a caracterização microestrutural das amostras, sendo este equipamento pertencente ao Laboratório de Microscopia ótica da FEIS/UNESP, bem como um microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Zeiss, modelo EVO LS15, também exposto pela Figura 20 (b).

Figura 200 – a) Microscópio óptico, marca: ZEISS, modelo Neophot 21; b) Estereomicroscópio ZEISS - modelo Discovery v.8



Fonte: Elaborado pelo autor.

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers e ensaios de tração para demonstrar as propriedades mecânicas das juntas que foram soldadas, sendo estas medidas realizadas na junta soldada em sua secção transversal em direção paralela à superfície da chapa.

As medidas identificadas foram feitas no centro do cordão e próximo à superfície do mesmo, relacionando a microdureza com possíveis efeitos que se identificaram em heterogeneidades microestruturais do metal base e da solda deste.

A figura 21 demonstra o ultramicrodurômetro digital da marca Shimadzu, modelo DUH 211S, que foi utilizado para esta análise, empregando-se uma carga de 0,01 kgf com foco em realizar a endentação.

Ao longo deste procedimento foi respeitada a distância mínima entre endentações adjacentes em face do tempo de carregamento, com foco em minimizar erros que pudessem ocorrer em medidas.

Aplicou-se uma Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo DL30.000, eletromecânica, microprocessada com capacidade de 30.000 kgf (300 kN) para desenvolver os ensaios de tração conforme figura 22.

Figura 211 – Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S



Fonte: Elaborado pelo autor.

Aplicou-se a Norma ABNT ISO 6892-1:2013 Versão Corrigida 2015, para o ensaio de tração nos corpos de prova, em dimensões 120 x 20 x3 mm, em temperatura de ambiente em 25°C, na IFPS de Votuporanga – SP, no Laboratório de Ensaio Mecânicos.

Não se buscou determinar a resistência mecânica do cordão de solda, mas o ensaio de tração teve como foco a análise qualitativa do cordão de solda com objetivo de estudar a região que demonstra a fratura (tanto no metal base como cordão de solda).

Para que se pudesse estudar a resistência mecânica do cordão de solda, não foi feito um entalhe nesta região com foco em controlar a posição da fratura para propiciar a comparação entre resistência mecânica do cordão de solda em cada uma das condições de sobreposição.

O estudo não aplicou um ensaio tão específico, em função de quantidade de material, o que levou o ensaio de tração a uma análise de região de fratura.

Tendo fratura no metal base, registra-se que o metal de solda possui resistência mecânica superior a este, de forma que a soldagem poderá se desenvolver com segurança, mas em condição na qual se verifique a fratura no cordão de solda se deve estudar, sendo tal fato marcado em corpo de prova.

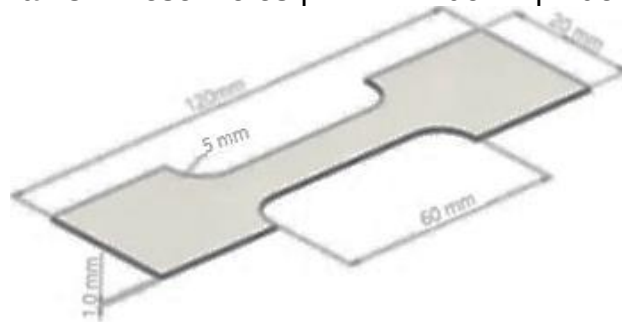
Figura 22 – Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL30.000



Fonte: Silva (2017).

Expõe-se a seguir, por meio da figura 23, um desenho esquemático no qual são registrados os corpos de prova da junta soldada em preparo para o ensaio de tração.

Figura 23 – Desenho esquemático do corpo de prova



Fonte: Elaborado pelo autor.

Aplicou-se um equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK para o ensaio de tração, exposto na figura 24, e com foco em garantir a precisão do procedimento, os corpos de prova foram preparados em busca de propiciar área de corte livre de alteração microestrutural.

Figura 24 – Equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK



Fonte: Silva (2017).

5 RESULTADOS

Os experimentos e ensaios descritos anteriormente seguem em exposição de seus resultados, uma vez que todos os ensaios foram realizados em cada uma das condições de soldagem, explicitando-se que a variável de controle aplicada envolveu a taxa de sobreposição no cordão de solda.

5.1 TAXA DE SOBREPOSIÇÃO REAL

Inicialmente se havia estimado parâmetros de taxa de sobreposição, assim, foram feitos cálculos para comparar estas condições, sendo a real taxa de sobreposição calculada utilizando a equação 3, já exposta na revisão, propiciando que se medisse o diâmetro médio de cada cordão de solda e a distância entre dois cordões de solda consecutivos.

Um exemplo desta medição de diâmetro de cordão e de distância entre dois cordões consecutivos é exposta na Figura 25.

A taxa real de sobreposição do cordão de solda é expressa pela tabela 6.

Esta análise propicia determinar se a soldagem aplicada ocorreu seguindo aos parâmetros já estabelecidos para identificar a taxa de sobreposição, tendo em vista que esta taxa de sobreposição estimada, exposta na tabela 6, deve determinar a real taxa de sobreposição do cordão de solda.

A equação 3 propicia a determinação da taxa de sobreposição real, sendo as imagens da vista superior do cordão de solda captadas por meio do estêro microscópio e um software de aquisição e tratamento de imagens. O diâmetro médio dos cordões de solda e a distância entre os cordões consecutivos foram medidos seguindo a exemplificação da figura 26.

Figura 25 – Vista superior do cordão de solda



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 6 – Taxa de sobreposição real do cordão de solda

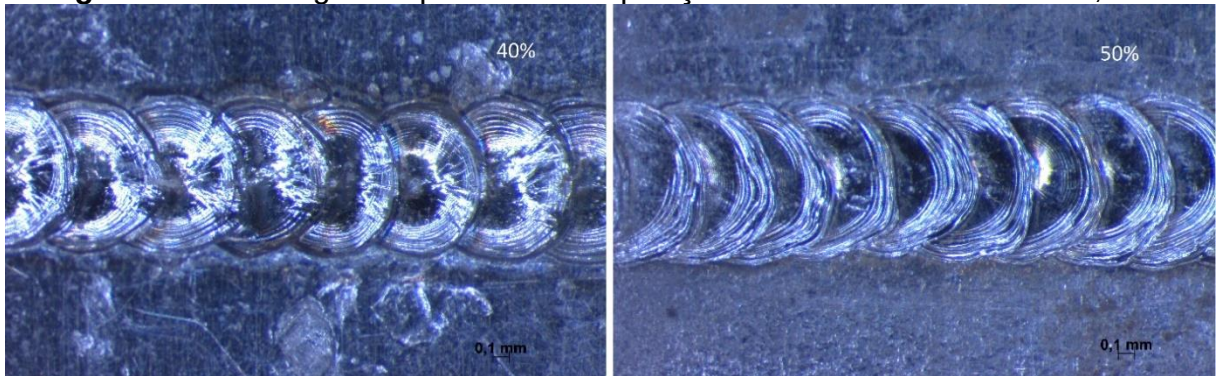
Amostra	Taxa de sobreposição teórico (%)	Velocidade Soldagem (mm/s)	Frequência (Hz)	Diâmetro médio do cordão (mm)	Distância média entre dois cordões (mm)	Taxa de sobreposição real (%)	Erro experimental (%)
CP 01	40	1,0	1,8	1,09	0,49	39%	-1
CP 02	50	1,0	2,2	1,09	0,48	50%	0
CP 03	60	1,0	3,0	1,08	0,40	64%	7
CP 04	70	1,0	4,5	1,07	0,39	76%	9
CP 05	80	1,0	9,0	1,00	0,31	89%	11
CP 06	90	1,0	10	0,99	0,27	90%	0

Fonte: Elaborado pelo autor.

É possível verificar, por meio da tabela 6, que a taxa de sobreposição teórica apresenta-se muito próxima do real.

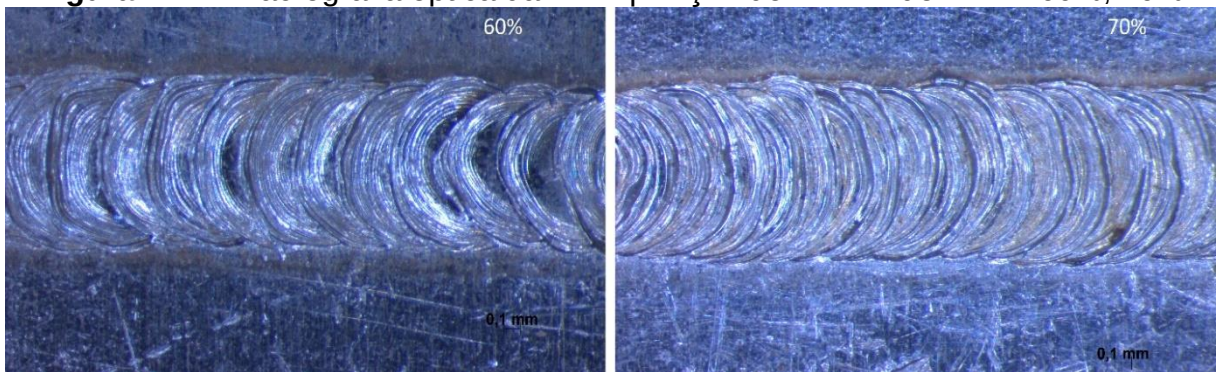
Com intuito de melhorar o contato das chapas foi então retificado as faces, o procedimento para o processo de soldagem teve um ajuste da potência de pico e largura temporal que foram afixadas respectivamente em 2 KW e 5 ms que podem ser verificadas em superfícies homogêneas e sem respingo, conforme visualiza-se nas Figuras 26, 27 e 28, a sobreposição de cordões segundo o que foi proposto em materiais e métodos.

Figura 26 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 40%, 50%



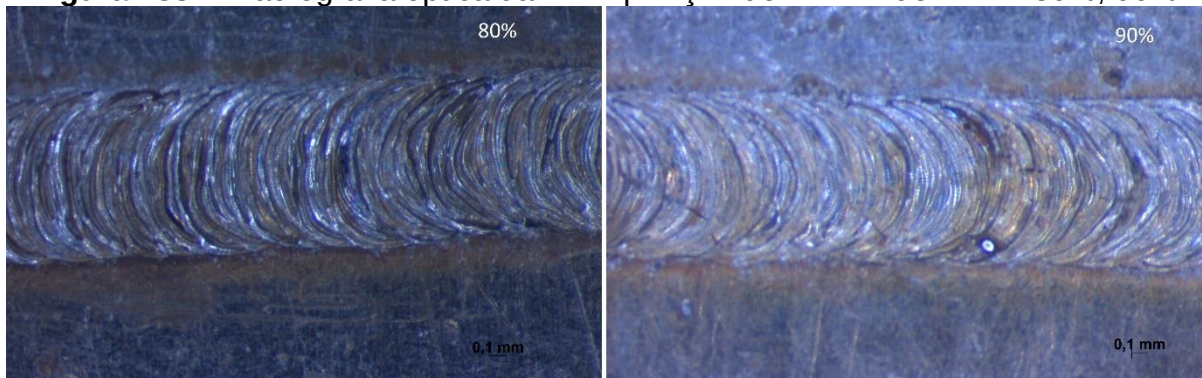
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 277 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 60%, 70%



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 288 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda: 80%, 90%



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.1.1 Aporte térmico

O aporte térmico é a energia de soldagem aplicado em cada milímetro do material, sendo medido em joules por milímetro, de forma que o aporte térmico (AT) foi alterado em cada uma das condições de soldagem, segundo se expõe na tabela 7.

O aporte térmico (AT) se calcula por meio da relação que é expressa pela equação 5, exposta pela frequência (F) multiplicada pela Energia de Pulso (EP).

$$AT = F \times EP$$

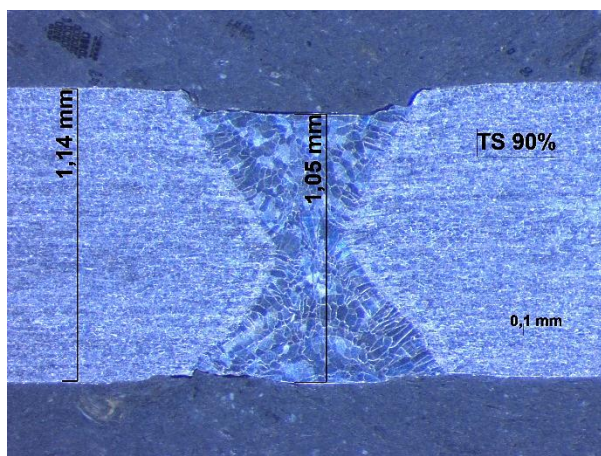
Tabela 7 – Taxa de sobreposição real do cordão de solda

Amostra	Taxa de sobreposição (%)	Potência de Pico (KW)	Velocidade Soldagem (mm/s)	Frequência (Hz)	Energia do Pulso (J)	Aporte Térmico (kJ/mm)
CP 01	40	2	1,0	1,8	10	0,18
CP 02	50	2	1,0	2,2	10	0,22
CP 03	60	2	1,0	3,0	10	0,30
CP 04	70	2	1,0	4,5	10	0,45
CP 05	80	2	1,0	9,0	10	0,90
CP 06	90	2	1,0	10	10	1,00

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os dados expresso pela Tabela 7 demonstra a energia envolvida no processo de soldagem, quanto maior for a taxa de sobreposição, maior será o efeito da energia térmica que ocasiona-se uma perda relativa do material durante o processo de soldagem, fazendo com que a área da seção resistente seja reduzida, conforme demonstra a figura 29.

Figura 29 – Macrografia óptica do cordão de solda: 90% taxa sobreposição



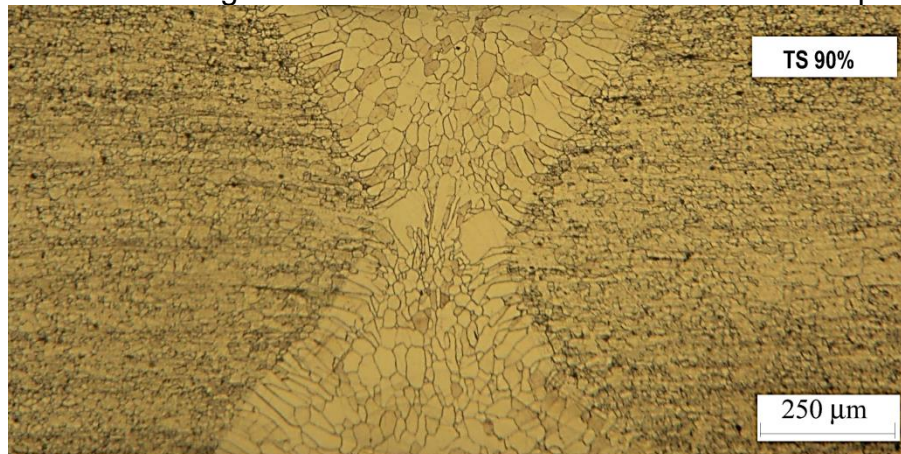
Fonte: Elaborado pelo autor.

5.1.2 Macrografia do cordão de solda

Tendo como foco observar a geometria do cordão de solda fez-se a macrografia da seção transversal das amostras, observando existência ou não de descontinuidades que são expressas em trincas e porosidades, bem como em verificar a formação de uma zona afetada termicamente (ZAT).

A figura 30 demonstra as microestruturas da zona de fusão que são resultado das condições diversas de soldagem, sendo possível verificar o crescimento do grão perto da considerada região de transição entre solda e metal base.

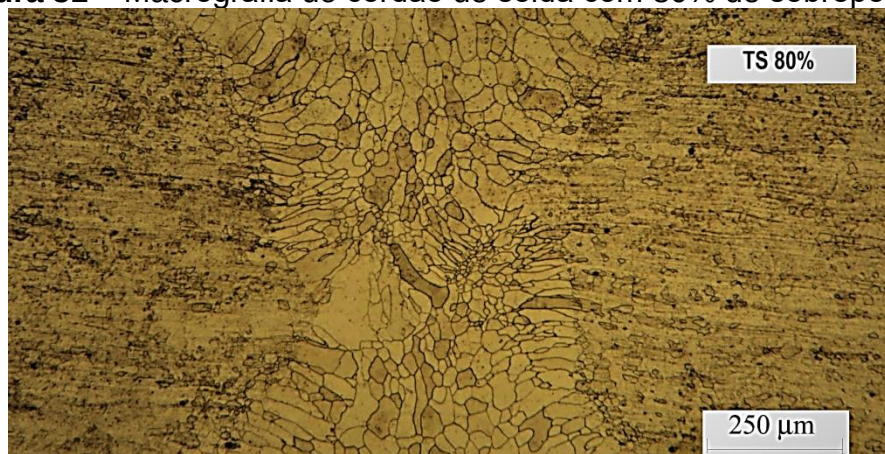
Figura 30 – Macrografia do cordão de solda com 90% de sobreposição



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se o aparecimento de uma ZAT no metal de solda, realizado através da macrografia do cordão de solda com 90% de taxa de sobreposição. A figura 31 expõe a macrografia do cordão de solda, em uma taxa de sobreposição de 80%.

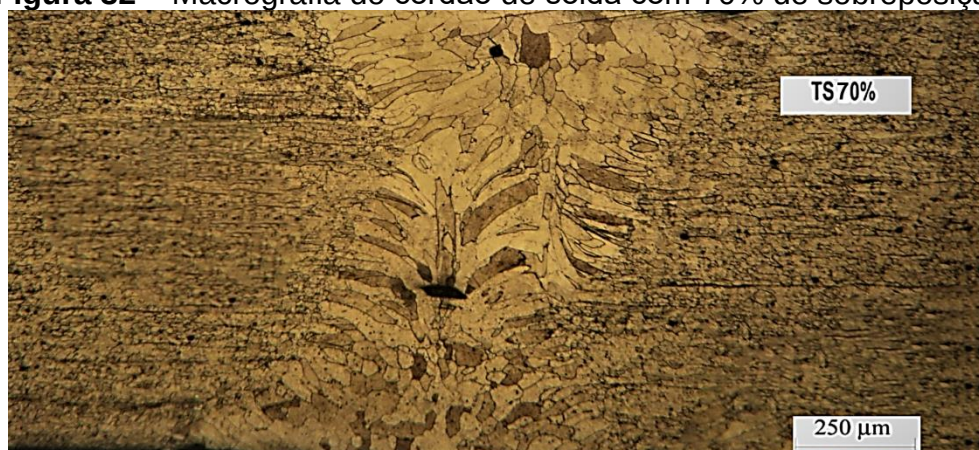
Figura 31 – Macrografia do cordão de solda com 80% de sobreposição



Fonte: Elaborado pelo autor.

A amostra com 90% de taxa de sobreposição na macrografia e a amostra com 80% apresentam ZAT no metal de solda, com crescimento dos grãos, uma vez que não ocorre a descontinuidade e se obteve a penetração total do cordão de solda na região na qual se verifica o corte da amostra, sendo a Figura 32 a visualização da macrografia do cordão de solda em que se tem 70% de sobreposição.

Figura 32 – Macrografia do cordão de solda com 70% de sobreposição



Fonte: Elaborado pelo autor.

Esta amostra com apresentação de 70% de sobreposição indica a presença de ZAT no metal de solda, embora se verifique o surgimento de sujeira na região central do cordão de solda com cor preta, em função da presença de alumina, não sendo verificadas descontinuidades em presença de penetração completa do cordão de solda na região na qual a amostra se apresenta cortada.

A figura 33 expõe a macrografia do cordão de solda em presença de 60% de sobreposição.

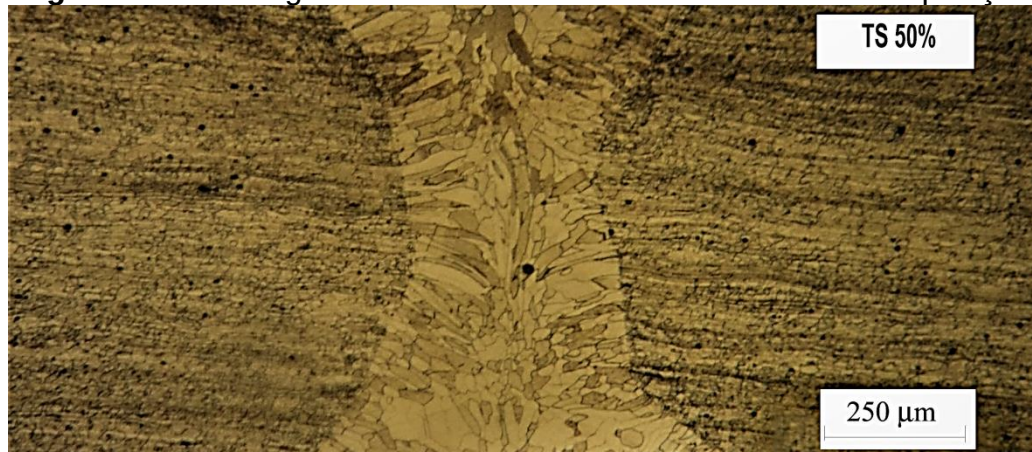
Figura 33 – Macrografia do cordão de solda com 60% de sobreposição



Fonte: Elaborado pelo autor.

Da mesma forma que as amostras anteriores, a que expos 60% de sobreposição também apresentou ZAT, bem como não surgem descontinuidades e ocorreu penetração total do cordão de solda na região do corte da amostra, expondo a Figura 34 a macrografia do cordão de solda em que se verifica 50% de sobreposição.

Figura 34 – Macrografia do cordão de solda com 50% de sobreposição



Fonte: Elaborado pelo autor.

Assim como a macrografia da amostra com 60% de sobreposição, a amostra com 50% de sobreposição também possui ZAT no metal de solda, não há aparecimento de descontinuidades e obteve-se penetração total do cordão de solda na região em que a amostra foi cortada. A figura 35 traz a macrografia do cordão de solda com 40% de sobreposição.

Figura 355 – Macrografia do cordão de solda com 40% de sobreposição

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nesta amostra verifica-se ZAT no metal de solda, não há surgimento de descontinuidades em que se verifique penetração completa do cordão de solda no local em que se fez o corte da amostra.

De um modo geral o crescimento dos grãos corresponde à região da ZAT aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita.

5.1.3 Ensaio de tração

Os corpos de prova foram verificados por meio do ensaio de tração com foco em determinar a região de fratura nestes, de maneira que a tabela 8 expõe os resultados dos ensaios vinculados com a resistência mecânica e a região de fratura.

Tabela 8 – Resultados dos ensaios de tração

TAXA DE SOBREPOSIÇÃO DA AMOSTRA (%)	REGIÃO DE FRATURA	RESISTÊNCIA MECÂNICA (MPa)
40	Metal Base	313,67
50	Metal Base	321
60	Metal Base	263,25
70	Cordão de Solda	216,93
80	Cordão de Solda	75
90	Cordão de Solda	125

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores de tensão de ruptura em torno de 300 Mpa foram verificados em sobreposições de menor porcentagem como os de 40, 50 e 60, com rompimento no metal base, de forma diversa dos corpos de prova de 70, 80 e 90% de sobreposição,

nos quais se verificaram valores de tensão de ruptura menores, sendo aproximadamente entre 200 Mpa, com rompimento no metal de solda.

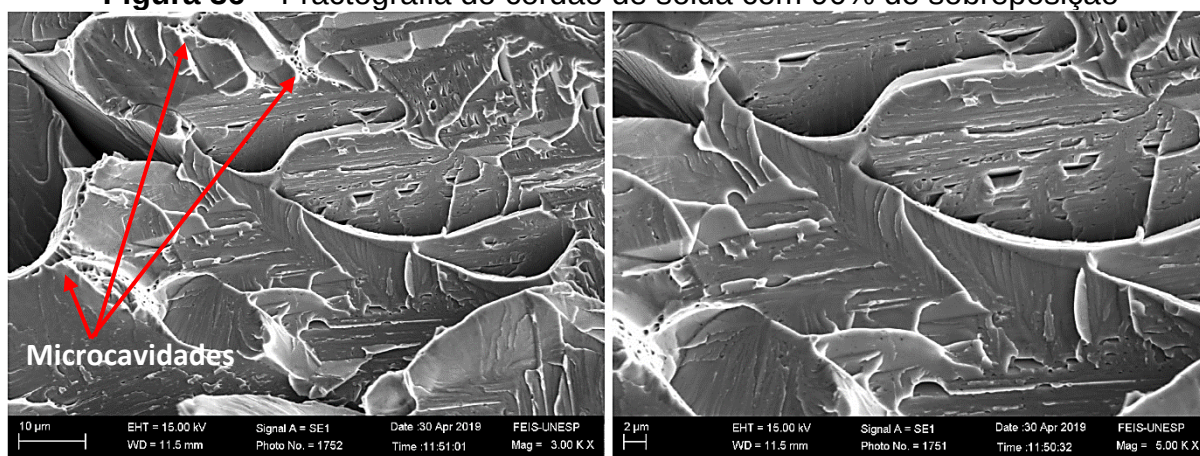
Os corpos que se romperam no cordão de solda podem ser explicados pela taxa de repetição dos pulsos são emitidos durante um segundo, medido em hertz (Hz), sendo um fator da concentração de energia térmica ocasionando uma perda relativa do material durante o processo de soldagem, fazendo com que a área da seção resistente seja reduzida.

Os corpos em que houve baixa taxa de repetição dos pulsos se obtiveram melhores resultados no ensaio de tração, sendo possível afirmar que para taxas de sobreposição menores que 60% apresenta condições mais favoráveis quanto à resistência mecânica à tração, pois os corpos de prova tendem a falhar no metal base e não no cordão de solda.

5.1.4 Fractografia

O enfoque de estudo mais aprofundado sobre as causas das falhas do ensaio de tração em região do cordão de solda foram realizados por meio de fractografias no MEV, tendo sido identificadas imagens de vista frontal da fratura deste cordão de solda em aplicação do Estéreo Microscópio A Figura 36 mostra a vista frontal da fratura do cordão de solda das amostras com 90% de taxa de sobreposição.

Figura 36 – Fractografia do cordão de solda com 90% de sobreposição



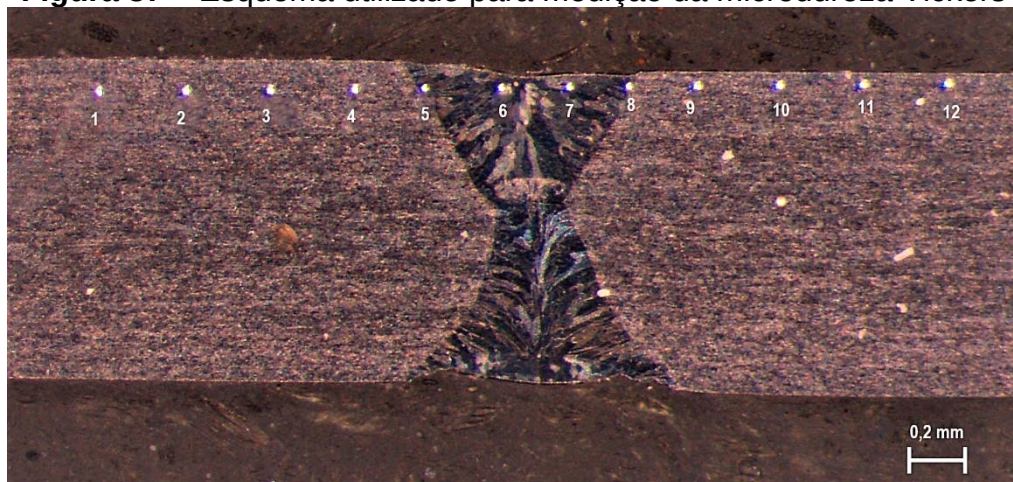
Fonte: Elaborado pelo autor.

O rompimento no metal de solda evidenciou microporosidades que surgiram devido ao processo de soldagem, quando as amostras estavam sendo ensaiados é provável que essas microcavidades se aglomeraram ficando ainda maiores durante o tracionamento, fazendo com que os mesmos fossem rompidos na solda. As microporosidades podem ter surgido devido não ter sido controlado, como impurezas.

5.1.5 Ensaio de microdureza vickers

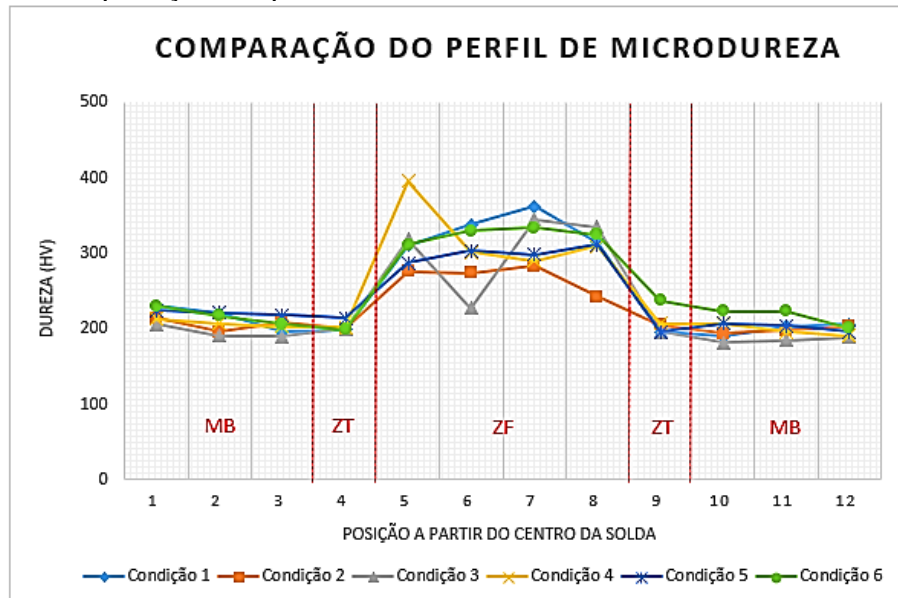
A medição de dureza Vickers aplicada ao metal de base e na região fundida do aço inoxidável AISI 430 é mostrada pela figura 37, em que são expostas as distâncias e os sentidos aplicados para tal medição e impressão que se obteve após a análise.

Figura 37 – Esquema utilizado para medição da microdureza Vickers



Fonte: Elaborado pelo autor.

As zonas de Metal de Base (MB), a Zona de Transição (ZT), bem como a Zona Fundida (ZF) apresentam um perfil médio no processo desenvolvido no ensaio de microdureza, sendo a zona do metal de base a que ocorre ao lado da zona de metal de solda, uma vez que a zona termicamente afetada (ZAT) pode ser identificada pelo aumento da dureza. Assim, comparando-se os perfis de cada amostra, foi possível construir um gráfico que é exposto na Figura 38.

Figura 38 – Comparação do perfil de microdureza de todas as amostras (condições)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se que a dureza no metal de solda possui pequenas variações ao longo das medições realizadas para cada sobreposição, sendo que em todas as sobreposições analisadas, a dureza maior se encontra na ZF (zona fundida).

Ao longo das doze impressões, que são distribuídas por meio da espessura da chapa em região central do cordão de solda, foram encontrados valores de dureza Vickers, bem como valores de média e de desvio padrão para cada sobreposição que foi analisada, sendo estes valores de dureza demonstrados por meio da tabela 9.

Notou-se um aumento da dureza no aço inoxidável ferrítico AISI 430 devido à presença de uma estrutura martensítica.

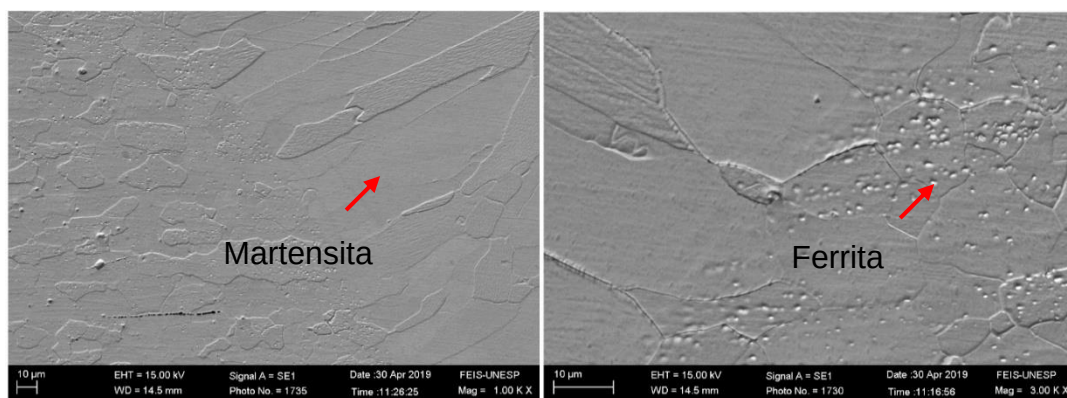
Tabela 9 – Resultados dos ensaios de microdureza

Posição	CONDIÇÕES					
	1	2	3	4	5	6
1	230	214	206	213	224	230
2	220	196	191	207	221	217
3	196	209	190	203	218	206
4	199	200	200	202	214	199
5	310	276	318	396	287	311
6	338	274	227	301	303	330
7	362	283	345	290	298	334
8	314	242	335	309	311	325
9	196	205	196	207	196	237
10	190	194	182	207	207	223
11	203	198	185	196	204	223
12	206	203	189	191	196	201
Média	247	225	230	244	240	253
Desvio Padrão	64	34	63	65	45	55

Fonte: Elaborado pelo autor.

5.1.6 Micrografia do cordão de solda

A análise micrográfica foi realizada através do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). A revelação da microestrutura foi feita por imersão na solução de Vilella. A Figura 39 apresenta a microestrutura na ZT (zona de transição) do aço inoxidável AISI 430.

Figura 39 – Microestrutura na ZT – zona de transição AISI 430

Fonte: Elaborado pelo autor.

A solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede de martensita junto aos contornos de grão.

6 CONCLUSÃO

Como característica do processo de soldagem a laser pode-se observar que a zona termicamente afetada foi bem clara no metal de solda, conforme observado nas análises da microestrutura das juntas soldadas.

Ao analisar a microdureza Vickers pode-se verificar que quanto maior a porcentagem de sobreposição maior será a dureza na zona fundida. Este aumento da dureza foi devido à presença de uma estrutura martensítica que ocorreu devido ao tempo de resfriamento após a soldagem, podendo-se transformar em uma região frágil com baixa tenacidade e alta ductilidade, com baixa resistência mecânica a tração.

A resistência a tração é uma propriedade bastante importante para os projetos de equipamentos nos processos de fabricação e na sua utilização. As amostras que se romperam no cordão de solda, podem ser explicados por um fator na concentração de energia térmica ocasionando uma vaporização do material com uma redução na área de soldagem. As amostras que houve baixa taxa de repetição dos pulsos se obtiveram melhores resultados no ensaio de tração.

Em virtude dos fatos mencionados, conclui-se que aumentar a taxa de repetição dos pulsos provoca a fragilização da região da solda, onde, tem a formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferrítico, granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão da ZAT e ocorrência de fragilização a alta temperatura.

Mesmo com sobreposições menores, é preciso ter maior controle sobre o processo para que não haja impurezas, desalinhamentos, entre outros. Também é de suma importância que se façam estudos com a soldagem a laser, por ser uma tecnologia mais recente quando comparada com processos de soldagens convencionais, para que seja possível determinar alguns parâmetros do processo específico para cada material, cada processo e utilização.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fica, como sugestão para os trabalhos futuros, os seguintes itens:

- Realizar soldagem a arco elétrico com o processo GTAW;
- Utilizar estratégias como vibração mecânica ou magnética para melhorar a mistura no cordão de solda;

REFERÊNCIAS

- AMADA. **Laser Welding Fundamentals**. Califórnia, 2016. Disponível em: http://www.amadamiyachi.com/servlet/servlet.FileDownload?retURL=%2Fapex%2Feducationalresources_articles&file=01580000001Jz8A. Acesso em: 14 nov. 2017.
- AMERICA, A. M. **Laser welding fundamentals**. Califórnia: [s. n.], 2016. 42 p.
- BERRETTA, J. R. **Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd: YAG pulsado**. 2005. 120 f. Tese (Doutorado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.
- CAMPOS, W. R. da C. *et al.* Caracterização microestrutural de solda dissimilar - aço inoxidável Austenítico Aisi 304 com adição de Liga De Níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 19–23, 2009.
- CARBÓ, H. M. **Aços inoxidáveis**: aplicações e especificações. [S. l.]: Acelor Mital, 2008 Disponível em: <http://guides.com.br/home/wp-content/uploads/2011/12/inonx-apost-tec.pdf>. Acesso em: 14 nov. 2017.
- CARVALHO, M. J. **Manual técnico de soldagem do aço inox**. São Paulo: Acesita, 2012.
- CASTELETTI, L. C.; LOMBARDI NETO, A.; TOTTEN, G. E. Plasma Nitriding of Stainless Steels. **Industrial Heating**, v. LXXV, n. 3, p. 61-66, 2008.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: AMB, 2002.
- CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. Super duplex stainless: Structure and properties. *In*: Duplex Stainless Steels'91, Beaune, Proceedings. **Les Éditions de physique**, France, v. 1, p. 3-48, 1991.
- CORTÉS, R. *et al.* Estudio de la soldabilidad y corrosión del acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre. **Revista Facultad de Ingeniería**. Universidade de Tarapacá, v. 12, n. 2, p. 43-56, 2004.
- COSTA, A. K. **Apostila aço inox soldagem acesita**. [S. l.], 2006. Disponível em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAABdpEAJ/apostila-aco-inox-soldagem-acesita>. Acesso em: 08 nov. 2017.
- CALLISTER JUNIOR, W. D. Propriedades mecânicas dos metais. *In*: CALLISTER JUNIOR, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000. p. 79-100.
- CAMPOS, W. R. C. *et al.* Caracterização microestrutural de solda dissimilar-aço inoxidável Austenítico Aisi 304 com adição de Liga De Níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 19-23, 2009.
- DAVIS, J. R. ASM speciality handbook. **Stainless steels**. Ohio: ASM International, Materials Park, 1994.

DULEY, E. E. **Laser welding**. Nova York: A Wiley-Interscience, 1998.

EINSTEIN, A. **Frases de Albert Einstein**. [S. l.]: Pensador, 2016. Disponível em: <https://pensador.uol.com.br/frase/MTQxMjEzMg/>. Acesso em: 01 nov. 2016.

FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado Nd:YAG na soldagem do aço super duplex UNS S32750**. 2016. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2016.

GIRALDO, C. A. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex**. São Paulo, 2001. Tese (Mestrado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

HEL, X.; FUERSCHBACH, P. W.; DEBROY, T. Heat transfer and fluid flow during laser spot welding of 304 stainless steel. **Journal of Physics D: Applied Physics**, Switzerland, n. 36, p. 1388-1398, 2003.

HEL, X.; FUERSCHBACH, P. W.; DEBROY, T. **Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000**: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito de 66 tratamento isotérmico e mecanismo de sensibilização. 2006. 85 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda laser em carrocerias automotivas**: estudo comparativo entre a solda laser e a solda ponto por resistência. 2007, 108 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

KAH, D. H.; DICKINSON, D. W. Weldability of the ferritic stainless steels. **Welding Journal**, supl., p. 135s-142s, 1981.

KARLSSON, L. Aços inoxidáveis passado, presente e futuro. **Revista Solução**, [S. l.], p. 45-51, abr. 2005.

KRAUSS, G. **Steels**: heat treatment and processing principles. [S. l.: s. n.], 1990. 497 p.

LIMA, A. P.; STROBEL FILHO, E.; MARIANO, N. A. Efeito do tratamento térmico na caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico do tipo 13Cr5Ni0,02C. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, n 1, p. 123-127, 2007.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless**. Hoboken: Wiley Interscience, 2005. Cap. 3, p. 19-55.

MODONESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: SENAI/SP, 2001. (Tecnologia de soldagem).

MUNEKATA, R. M. **Soldagem em laminas finas de hastelloy c-276 por laser pulsado Nd:YAG**. 2011. 103 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Ilha Solteira, 2011.

NOBLE, D. A. **Selection of wrought duplex stainless steel**. Ohio: ASM International, 1993. v. 6, p. 471-481.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. **Handbook of stainless steels**. New York: McGraw-Hill Book Company, 1997.

PEREIRA, S. A. L. **Estudo da influência da deformação plástica na cinética de nitretação em aços inoxidáveis AISI 304 e 316**. 2012. 66 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN, São Paulo, 2012.

PINTO, P. S. G. **Avaliação da resistência ao impacto de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas**. Rio Grande do Sul, 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, 2009.

RENK, K. F. **Basics of laser physics**: for students of science and engineering. Regensburg: Springer, 2012.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. 2 nd. ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.

SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL DO ESTADO DE SÃO PAULO. **Soldagem**. São Paulo: SENAI, 1994. (Tecnologia).

SILVA, C. O. **Caracterização do metal de solda do aço inoxidável austenítico AISI 316L com laser pulsado Nd:YAG**. 2017. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2017.

SOLOMON, H. D.; DEVINE JR., T. M. Selection of wrought duplex stainless steels. In: ASM Handbook. 10. ed. Washington: ASM International, 1993. v. 6.

STEIGERWALD, R. F. *et al.* The physical metallurgy of Fe-Cr-Mo ferritic stainless steels. **Stainless Steels**, [S. l.], v. 77, p. 57-76, 1977.

SUN, Z.; KARPPI, R. The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview. **J. Materials Processing Technology**, Dortmund, n. 59, p. 257-267, 1996.

THIELSCH, H. Physical and welding metallurgy chromium stainless steels. **Welding Journal**, Cambridge, v. 30, n. 5, p. 209s-250s, 1951.

UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA. **Processo de solda laser**. Santos, 2016. Disponível em: <http://cursos.unisanta.br/mecanica/polari/soldalaser.pdf>. Acesso em: 2 maio 2016.

WELDING HANDBOOK. **American welding society**. 7. ed. New York: AWS, 1991. v. 4.

WETTER, N. U.; ROSSI, W. ICS **Lectures on industrial applications of lasers**. Vienna: Unido Publication. S. P. Morato, 2000. v. 1.